

Главный редактор научного журнала
«Известия Волгоградского государственного технического университета»
академик РАН, профессор, доктор химических наук, президент Волгоградского государственного технического университета (ВолгГТУ)
И. А. НОВАКОВ

Редакционная коллегия:

Анциферов В. Н., академик РАН, д-р физ.-мат. наук, проф., Научный центр порошкового материаловедения (г. Пермь, Россия)
Байбурин В. Б., д-р физ.-мат. наук, проф., академик РАЕН, засл. деятель науки РФ, Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю. А. (г. Саратов, Россия)
Безъязычный В. Ф., д-р техн. наук, проф., Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П. А. Соловьева (г. Рыбинск, Россия)
Бодров В. Н., д-р, проф., Университет прикладных наук (г. Берлин, Германия)
Бребельс А., д-р философии, доцент факультета инженерных наук университета г. Левена (г. Левен, Бельгия)
Буренин А. А., чл.-корр. РАН, Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН (г. Комсомольск-на-Амуре, Россия)
Голованчиков А. Б., д-р. техн. наук, проф. ВолгГТУ
Гринберг Б. А., д-р физ.-мат. наук, проф., Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН (г. Екатеринбург, Россия)
Гуревич Л. М., д-р техн. наук, доцент ВолгГТУ
Добрушин Л. Д., д-р техн. наук, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев, Украина)
Злотин С. Г., д-р хим. наук, проф., Институт органической химии им. Н. Д. Зелинского РАН (г. Москва, Россия)
Иванов А. М., д-р техн. наук, проф., Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ, г. Москва, Россия)
Иващенко Н. А., д-р техн. наук, профессор, засл. деятель науки РФ, Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Камаев В. А., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, ВолгГТУ
Королев А. В., д-р техн. наук, проф., Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)
Кузьмин С. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Кураев А. А., д-р физ.-мат. наук, проф., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (БГУИР, г. Минск, Республика Беларусь)
Лысак В. И., чл.-корр. РАН, д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, ВолгГТУ
Марков В. А., д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет МГТУ им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Мертен Клеменс, д-р техн. наук, проф. Институт химических технологий (г. Штутгарт, Германия)
Навроцкий А. В., д-р хим. наук, проф. ВолгГТУ
Нижегородцев Р. М., д-р экон. наук, главный научный сотрудник, Институт проблем управления им. В. А. Трапезникова РАН (г. Москва, Россия)
Пай В. В., д-р физ.-мат. наук, Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)
Полянчиков Ю. Н., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Пустовойт В. Н., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, Донской государственный технический университет (г. Ростов-на-Дону, Россия)
Ревин А. А., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Русинов В. Л., чл.-корр. РАН, Химико-технологический институт Уральского федерального университета (ХТИ УрФУ) (г. Екатеринбург, Россия)
Рыбин В. В., чл.-корр. РАН, д-р физ.-мат. наук, проф., Санкт-Петербургский политехнический университет (г. Санкт-Петербург, Россия)
Трюэль Жан-Луи, д-р экон. наук, проф., Университет «Париж-12», (г. Сорбонна, Франция), вице-президент Международного клуба экономистов «Круг Кондратьева»
Тхай Куанг Винь, д-р философии, Институт информационных технологий (г. Ханой, Вьетнам)
Федянов Е. А., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Фролов В. А., д-р техн. наук, проф., Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет) (г. Москва, Россия)
Шарилов В. М., д-р техн. наук, проф., Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ, г. Москва, Россия)
Шаховская Л. С., д-р экон. наук, проф. ВолгГТУ
Шеин А. Г., д-р физ.-мат. наук, проф. ВолгГТУ
Яковлев И. В., д-р техн. наук, проф., Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)

Серия «СВАРКА ВЗРЫВОМ
И СВОЙСТВА СВАРНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

В. И. Лысак, член-корр. РАН, д-р техн. наук,
засл. деятель науки РФ

Н. П. Алешин, академик РАН, д-р техн. наук
(Московский государственный технический
университет им. Н. Э. Баумана)

М. И. Алымов, член-корр. РАН, д-р техн. наук
(Институт структурной макрокинетики
и проблем материаловедения РАН,
г. Черноголовка)

В. Н. Анциферов, академик РАН, д-р техн.
наук (Научный центр порошкового
материаловедения, г. Пермь)

Л. Д. Добрушин, д-р техн. наук (Институт
электросварки им. Е. О. Патона НАН
Украины, г. Киев)

Б. А. Гринберг, д-р физ.-мат. наук (Институт
физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
г. Екатеринбург)

В. И. Калита, д-р техн. наук (Институт
металлургии и материаловедения
им. А. А. Байкова РАН, г. Москва)

С. В. Кузьмин, д-р техн. наук

В. В. Пай, д-р физ.-мат. наук (Институт
гидродинамики им. М. А. Лаврентьева
СО РАН, г. Новосибирск)

В. В. Рыбин, член-корр. РАН, д-р техн. наук,
(Санкт-Петербургский политехнический
университет Петра Великого)

Ю. П. Трыков, д-р техн. наук, засл. деятель
науки РФ

И. В. Яковлев, д-р техн. наук (Институт
гидродинамики им. М. А. Лаврентьева
СО РАН, г. Новосибирск)

А. П. Пеев, канд. техн. наук (ответственный
секретарь)

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется
по подписке.
Индекс журнала по каталогу
Агентства «Роспечать»
для Российской Федерации – 80811(ОК+ЭК).
По вопросам
подписки обращаться
в издательство.

Тел. издательства ВолгГТУ:
(8442) 24-84-06
Факс (8442) 24-84-06
otr@vstu.ru

Научный журнал
Издается с января 2004 г.
Выходит двенадцать раз в год

№ 10 (170)
Ноябрь
2015

УЧРЕДИТЕЛЬ:
ФГБОУ высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет»

Адрес редакции:
Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: izvestiya@vstu.ru

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору в сфере связи,
информационных технологий и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-61113 от 19 марта 2015 г.

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

**Авторское право на журнал в целом принадлежит Учредителю,
на отдельные статьи – сохраняется за автором**

*Перепечатка из журнала «Известия Волгоградского государственного
технического университета» категорически запрещена без оформления
Договора в соответствии с действующим законодательством РФ
При перепечатке материалов ссылка на журнал «Известия Волгоградского
государственного технического университета» обязательна*

Head Editor of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

Novakov I. A. – Academician of RAS, Prof., Doctor of Chemistry, President of VSTU

Editorial board:

Anziferov V. N., Academician of RAS, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., The Department for Powder Material Science (Perm, Russia)

Baiburin V. B., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., Academician of RAS, Honored Scientist of the Russian Federation, Yuri Gagarin State Technical University of Saratov (Saratov, Russia)

Bezyazychny V. F., D. Sc. (Engineering), Prof., Soloviev Rybinsk State Aviation Technical University (Rybinsk, Russia)

Bodrov V. N., D. Sc., Prof., University of Applied Sciences (Berlin, Germany)

Brebels A., PhD, Associate Prof., Faculty of Engineering Science of University of Leuven (Leuven, Belgium)

Burenin A. A., Corresponding Member of RAS, Institute of Machinery and Metallurgy of the FEB RAS (Komsomolsk-on-Amur, Russia)

Golovanchikov A. B., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Greenberg B. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the UB RAS (Yekaterinburg, Russia)

Gurevich L. M., D. Sc. (Engineering), Associate Prof. of VSTU

Dobrushin L. D., D. Sc. (Engineering), E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine (Kiev, Ukraine)

Zlotin S. G., D. Sc. (Chemistry), Prof., N.D. Zelinsky Institute of Organic Chemistry of the RAS (Moscow, Russia)

Ivanov A. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow Automobile and Road Construction University (MADI) (Moscow, Russia)

Ivashchenko N. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, Bauman Moscow State Technical University (Moscow, Russia)

Kamaev V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, VSTU

Korolev A. V., D. Sc., Prof., Yuri Gagarin State Technical University of Saratov (Saratov, Russia)

Kuzmin S. V., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Kurayev A. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (BSUIR) (Minsk, Republic of Belarus)

Lysak V. I., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, VSTU

Markov V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Bauman Moscow State Technical University (Moscow, Russia)

Merten C., D. Sc. (Engineering), Prof., Institute of Chemical Process Engineering (Stuttgart, Germany)

Navrotskiy A. V., D. Sc. (Chemistry), Prof. of VSTU

Nizhegorodtsev R. M., D. Sc. (Economy), Chief research worker, V. A. Trapeznikov Institute of Control Sciences of the RAS (Moscow, Russia)

Pai V. V., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the SB RAS (Novosibirsk, Russia)

Polyanchikov Y. N., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Revin A. A., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Rusinov V. L., Corresponding Member of RAS, Institute of Chemical Technology of Ural Federal University (Yekaterinburg, Russia)

Rybin V. V., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (St. Petersburg, Russia)

Thai Quang Vinh, PhD, Institute of Information Technology (Hanoi, Vietnam)

Truel J.-L., D. Sc. (Economy), Prof., University Paris Est Créteil, Sorbonne, France, Vice-president of International economists club «Kondratiev Circle»

Fedyanov E. A., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Frolov V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow Aviation Institute (National Research University) (Moscow, Russia)

Sharipov V. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow State University of Mechanical Engineering (MAMI) (Moscow, Russia)

Shakhovskaya L. S., D. Sc. (Economy), Prof. of VSTU

Sheyin A. G., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof. of VSTU

Yakovlev I. V., D. Sc. (Engineering), Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the SB RAS (Novosibirsk, Russia)

SERIES «EXPLOSIVE WELDING AND
PROPERTIES OF WELDED JOINTS»

IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

The Journal is included to the list of peer-reviewed scientific journals and publications of the Higher Attestation Commission (HAC) of the RF for publishing of results of candidates for scientific degrees.

Editorial board:

Chairman

Lysak V. I., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Engineering), Honored Scientist of the Russian Federation

Aleshin N. P., Academician of RAS, D. Sc. (Engineering) (Bauman Moscow State Technical University, Moscow)

Alymov M. I., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Engineering) (Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science of the RAS, Chernogolovka)

Anziferov V. N., Academician of RAS, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences) (The Department for Powder Material Science, Perm)

Dobrushin L. D., Dr. Sc. (Engineering) (Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kiev)

Greenberg B. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences) (M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the UB RAS, Yekaterinburg)

Kalita V. I., D. Sc. (Engineering), Chief research worker (A. A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS)

Kuzmin S. V., D. Sc. (Engineering)

Pai V. V., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences) (Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the SB RAS, Novosibirsk)

Rybin V. V., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences) (Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg)

Trykov U. P., D.Sc. (Engineering), Honored Scientist of the Russian Federation

Yakovlev I. V., D. Sc. (Engineering) (Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the SB RAS, Novosibirsk)

Peev A. P., Cand. Sc. (Engineering), (executive secretary)

International index of the journal ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by subscription.

Index of the journal in the catalogue of the Agency «Rospechat» for the Russian Federation – 80811(OK+ЭК).

Concerning subscription turn to the editorial office.

Tel. Of VSTU editorial office:

(+7 8442) 24-84-06

Fax: (+7 8442) 24-84-06

otr@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

Twelve times a year

№ 10 (170)
November
2015

FOUNDER:

FSBEI of Higher Education
«Volgograd State Technical University»

Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

Tel.: Head Editor – (+7 8442) 24-80-00

E-mail: izvestiya@vstu.ru

The journal is registered at the Federal Service on Control in the Sphere of Communication, IT and Mass Communications (Roscomnadzor) Registration certificate ПИ № ФС77-61113 of March 19, 2015

Is printed according to the decision of editorial-review board of Volgograd State Technical University

The copyright for the journal in general belongs to the Founder, for separate articles – to authors.

*Reprint from the journal «Izvestia VSTU» is strongly forbidden without conclusion of an agreement in accordance with the legislation of the RF
When reprinting the materials, the citation to the journal «Izvestia VSTU» is obligatory*

<i>М. А. Гулевич, В. В. Пай, И. В. Яковлев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, С. В. Хаустов</i> Измерение температуры продуктов детонации смесевых взрывчатых веществ.....	5
<i>М. П. Бондарь</i> Основы формирования связи неоднородного нанокompозита с металлом при сварке взрывом..	9
<i>И. В. Яковлев</i> Сварка взрывом композиционных материалов, армированных высокопрочными стальными тросами	23
<i>Л. М. Гуревич, Р. Е. Новиков, Е. В. Соколова</i> Зависимость прочностных характеристик титано-алюминиевого композита от наличия дефектов на линии соединения	26
<i>Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, М. С. Пушкин, А. В. Иноземцев, В. О. Харламов</i> Интерметаллические реакции при сварке взрывом (Cu-Ti)...	32
<i>Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, Р. Е. Новиков</i> Прочность сваренных взрывом трубчатых переходников из четырехслойных титано-стальных композитов с мягкими прослойками различной толщины.....	38
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Оценка размеров карбидных частиц и степени их деформации при взрывном плакировании заготовок порошковыми твердыми сплавами	44
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Н. Н. Климентьев</i> Схемы нанесения порошковых покрытий взрывом	50
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, М. А. Тупицин</i> Особенности химического взаимодействия фаз в твердых сплавах карбида хрома с титаном, полученных взрывом, на стадии прессования	55
<i>В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, С. К. Елсуков, Е. А. Иваненко</i> Исследование влияния схемы нагружения и технологических параметров на формирование биметаллических заготовок при сварке взрывом с одновременной штамповкой	62
<i>Е. В. Кузьмин, А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Н. Дородников, А. Е. Сорокин, Е. А. Никулин</i> Особенности формирования медно-алюминиевых соединений при сварке взрывом с воздействием ультразвука	70
<i>В. О. Харламов, А. В. Крохалев, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Д. А. Хачанян</i> Закономерности нанесения покрытий системы Cr ₃ C ₂ -Ti скользящей детонационной волной.....	79
<i>В. О. Харламов, А. В. Крохалев, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. С. Яицкая</i> Влияние термической обработки на механические свойства и микроструктуру покрытий из твердых сплавов системы Cr ₃ C ₂ -Ti	85
<i>А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников, А. Д. Москалев</i> Влияние времени воздействия и мощности высокочастотных акустических волн на тонкую структуру и зону соединения меди при сварке взрывом	91

<i>М. А. Гулевич, В. В. Пай, И. В. Яковлев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, С. В. Хаустов</i> Измерение температуры продуктов детонации смесевых взрывчатых веществ.....	5
<i>М. П. Бондарь</i> Основы формирования связи неоднородного нанокompозита с металлом при сварке взрывом..	9
<i>И. В. Яковлев</i> Сварка взрывом композиционных материалов, армированных высокопрочными стальными тросами	23
<i>Л. М. Гуревич, Р. Е. Новиков, Е. В. Соколова</i> Зависимость прочностных характеристик титано-алюминиевого композита от наличия дефектов на линии соединения	26
<i>Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, М. С. Пушкин, А. В. Иноземцев, В. О. Харламов</i> Интерметаллические реакции при сварке взрывом (Cu-Ti)...	32
<i>Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, Р. Е. Новиков</i> Оценка размеров карбидных частиц и степени их деформации при взрывном плакировании заготовок порошковыми твердыми сплавами	38
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак</i> Оценка размеров карбидных частиц и степени их деформации при взрывном плакировании заготовок порошковыми твердыми сплавами	44
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Н. Н. Климентьев</i> Схемы нанесения порошковых покрытий взрывом	50
<i>А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, М. А. Тупицин</i> Особенности химического взаимодействия фаз в твердых сплавах карбида хрома с титаном, полученных взрывом, на стадии прессования	55
<i>В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, С. К. Елсуков, Е. А. Иваненко</i> Исследование влияния схемы нагружения и технологических параметров на формирование биметаллических заготовок при сварке взрывом с одновременной штамповкой	62
<i>Е. В. Кузьмин, А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. Н. Дородников, А. Е. Сорокин, Е. А. Никулин</i> Особенности формирования медно-алюминиевых соединений при сварке взрывом с воздействием ультразвука	70
<i>В. О. Харламов, А. В. Крохалев, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Д. А. Хачанян</i> Закономерности нанесения покрытий системы Cr ₃ C ₂ -Ti скользящей детонационной волной.....	79
<i>В. О. Харламов, А. В. Крохалев, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. С. Яицкая</i> Влияние термической обработки на механические свойства и микроструктуру покрытий из твердых сплавов системы Cr ₃ C ₂ -Ti	85
<i>А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников, А. Д. Москалев</i> Влияние времени воздействия и мощности высокочастотных акустических волн на тонкую структуру и зону соединения меди при сварке взрывом	91

УДК 621.791.13

*М. А. Гулевич, канд. физ.-мат. наук, В. В. Пай, д-р физ.-мат. наук,
И. В. Яковлев, д-р техн. наук, В. И. Лысак*, чл.-корр. РАН,
С. В. Кузьмин*, д-р техн. наук, С. В. Хаустов*, канд. техн. наук*

ИЗМЕРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОДУКТОВ ДЕТОНАЦИИ СМЕСЕВЫХ ВЗРЫВЧАТЫХ ВЕЩЕСТВ

*Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск
Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Работа посвящена измерению температуры продуктов детонации низкоскоростных смесевых взрывчатых веществ (ВВ), применяемых при сварке металлов взрывом. Измерения проводились батареями (медь-константан-медь) планарных термопар, размещенной в детонирующих смесях аммонита с содой в различных пропорциях. В результате конвективного теплообмена между продуктами детонации и батареей термопар в течение 0,5...1,5 мкс происходит выравнивание температуры горячих спаев термопар и окружающей среды. Зависимость от времени, возникающего при таком нагреве напряжения на термопаре, регистрировалась импульсным осциллографом. По измеренному максимальному значению напряжения определялась температура среды. Была проведена серия экспериментов по измерению температуры в продуктах детонации смесей аммонита с содой в весовых пропорциях 40:60; 45:55; 50:50; 55:45. Сделаны оценки тепловых потоков от продуктов детонации к контактирующим с ними металлическим поверхностям термопары.

Ключевые слова: сварка взрывом, естественная термопара, температура, смесевые ВВ

М. А. Gulevich, V. V. Pai, I. V. Iakovlev, V. I. Lysak, S. V. Kuzmin, S. V. Khaustov

MEASUREMENT THE TEMPERATURE OF DETONATION PRODUCTS MIXED EXPLOSIVES

*Laurentyev Institute of hydrodynamics, SB RAS, Novosibirsk
Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru*

The work is devoted to the measuring of temperature detonation products of low-speed mixed explosives used in explosive welding. Measurements were carried out batteries (copper-constantan-copper) planar thermocouple placed in detonating mixtures of ammonite with baking soda in various proportions. As a result of the convective heat exchange between the detonation products and a battery of thermocouples during the 0,5...1,5 ms it levels temperature in of the hot junctions of thermocouples and the environment. According to the time arising on heating voltage on the thermopile impulse recorded oscilloscope. At the maximum value of the measured voltage is determined by ambient temperature. Carried out a series experiments on measuring the temperature in the detonation products of mixtures ammonite with baking soda in a weight ratio of 40:60; 45:55; 50:50; 55:45. Estimates are made of heat flows by detonation products in contact with metal surfaces thermopile.

Keywords: explosion welding, naturally occurring thermocouple, temperature, mixed explosives

В данной работе проводились измерения температуры продуктов детонации смесей аммонита с пищевой содой (гидрокарбонат натрия) в весовых пропорциях 40:60; 45:55; 50:50; 55:45, имеющих скорости детонации 1,92 км/с, 2,08 км/с, 2,32 км/с и 2,5 км/с соответственно. Диапазон скоростей детонации этих смесей позволяет проводить сварку металлов взрывом при параллельном размещении свариваемых пластин. Для измерения температуры продуктов взрыва за детонационным фронтом использовался термопарный метод.

Суть метода и способ обработки экспериментальных данных подробно изложены в работах [1, 2]. На рис. 1 приведена схема эксперимента. Детонационная волна, двигаясь по цилиндрическому заряду диаметром 80 мм, высотой 200 мм, выходит на датчик, представляющий собой батарею из трех планарных термопар, электрический сигнал с которой регистрировался импульсным осциллографом. Каждая термопара состояла из монометаллической (константановой) и трехслойной (медь-константан-медь) частей, выделенных на рисунке темным и

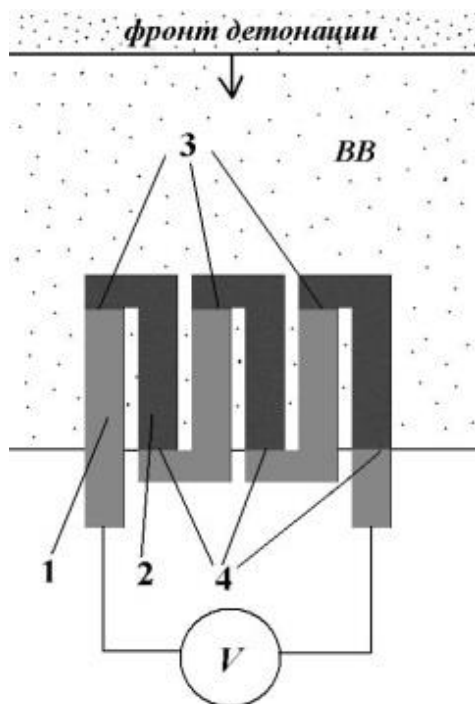


Рис. 1. Схема эксперимента:

1 – трехслойная часть; 2 – монометаллическая часть; 3 – «горячие» спаи;
4 – «холодные» спаи

серым цветом (см. рис. 1). «Горячими» и «холодными» спаями термопары являются места сочленения монометаллической и трехслойной частей термопары. При изготовлении термопар на поверхность фольги из константана толщиной 185 мкм электролитическим методом с обеих сторон наносился слой меди толщиной 2,5...3,5 мкм. Фольга играла роль несущего каркаса, предохраняющего тонкий медный слой от неконтролируемой деформации и разрушения. При таком расположении исследуемая среда движется вдоль поверхности термобатареи, обеспечивая конвективный теплообмен с поверхностными чувствительными слоями термопар.

Как уже отмечалось ранее [1, 2], обтекание термопары высокоскоростным потоком вещества за детонационным фронтом в условиях высокого динамического давления значительно ускоряет процесс выравнивания температуры «горячего спая» с темпе-

ратурой окружающей среды за счет, по-видимому, конвективного турбулентного теплообмена. Поперечные размеры термобатареи – ширина 20 мм, высота 16 мм. Расстояние $\Delta h \approx 16$ мм (между «горячим» и «холодным» спаями) определяло время регистрации температуры и составляло 4...8 мкс. В наших экспериментах напряжение на термобатареях монотонно возрастало и в течение 0,5...1,5 мкс достигало максимального значения, соответствующего температуре продуктов детонации. Величина генерируемой термоэлектрической движущей силы (термо-ЭДС) определяется термоэлектрическим коэффициентом термопары медь/константан, его зависимостью от температуры [3], толщиной микрослоев меди и зависимостью проводимости меди от температуры и давления [4].

Поскольку толщины медных слоев δ в разных термобатареях заметно различались, каждая термобатарея перед экспериментом

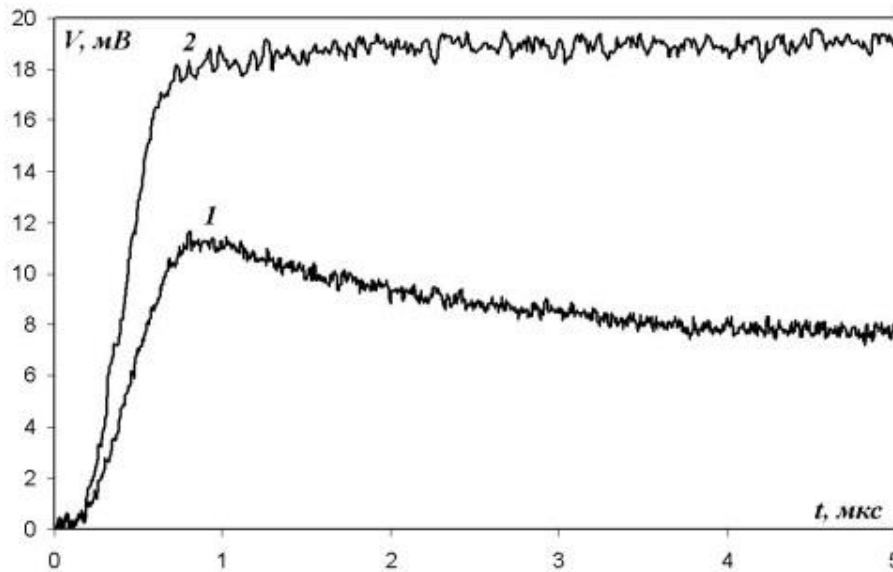


Рис. 2. Осциллограммы сигналов с термобатарей при разных составах взрывчатой смеси:

- 1 – аммонит+сода в весовой пропорции 40:60
2 – аммонит+сода в весовой пропорции 50:50

индивидуально тарировалась при 100 °С. Эффективное значение термоэлектрического коэффициента для используемых термопар составляло 16...20 мкВ/град. На рис. 2 приведены осциллограммы сигналов с термобатарей при разных составах взрывчатой смеси. С уменьшением доли инертной добавки – соды, скорость детонации увеличивается. При этом, как и следовало ожидать, с увеличением скорости детонации смеси температура продуктов взрыва растет, что видно из рис. 3, где приведена зависимость температуры за детонационным фронтом в зависимости от величины скорости детонации. Погрешность измерения температуры составляла $\pm 15\%$, а скорости детонации $\pm 5\%$. Точки со значениями скоростей детонации 1,92 км/с и 2,08 км/с получены при одном и том же составе смеси. Заметим, что измеренная температура является некоторой интегральной, являющейся усредненной характеристикой продуктов детонации, как однородной среды. Разумеется, что при детальном рассмотрении данная среда не-

однородна, имеет «горячие точки», температура которых, судя по пирометрическим наблюдениям в близких по детонационным характеристикам взрывчатых смесях [5], может превышать в разы среднюю температуру по всему объему среды.

Оценку теплового потока на единицу поверхности термобатарей можно сделать следующим образом. Пусть за время $\tau \approx 1$ мкс слой меди толщиной $\delta \approx 3$ мкм нагревается до температуры T . Тогда, средняя мощность теплового потока j будет

$$j = \rho C \delta (T - T_0) / \tau, \quad (1)$$

где ρ , C – плотность и удельная теплоемкость меди, T_0 – комнатная температура. Подставив экспериментально определенные значения T , τ и δ , и табличные величины ρ и C , получим оценочное значение $j \sim 500$ кВт/см².

Таким образом, термодпарным методом были измерены величины температуры за детонационным фронтом в смесях аммонита с содой в диапазоне скоростей детонации от 1,92 км/с до 2,5 км/с, сделаны оценки ве-

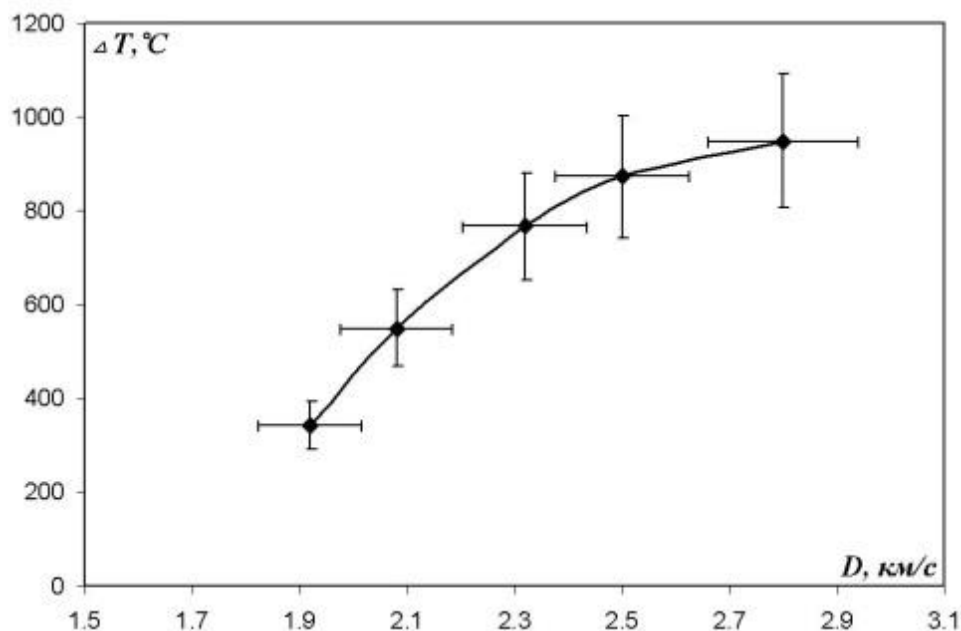


Рис. 3. Зависимость скачка температуры продуктов детонации от скорости детонации смеси

личины теплового потока на контактирующую с продуктами взрыва металлическую поверхность. Показано, что температура продуктов детонации в таких смесях растет с увеличением скорости детонации.

Библиографический список

1. Гулевич, М. А. Термопарный метод измерения температуры газообразных и жидких сред при их ударном сжатии / М. А. Гулевич, В. В. Пай, И. В. Яковлев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, С. В. Хаустов // Известия ВолгГТУ. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 6 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – № 18 (121). – С. 14-17.

2. Гулевич, М. А. Измерение температуры жидких сред при ударном сжатии / М. А. Гулевич, В. В. Пай, И. В. Яковлев, В. В. Сильвестров, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, С. В. Хаустов // Известия ВолгГТУ. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 7: межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. Волгоград. – 2014. – № 20 (147). – С. 16-20.

3. Таблицы физических величин. Справочник / Под ред. И. К. Кикоина. Москва, Атомиздат. – 1976. – 1008 с.

4. Гулевич, М. А. Измерение электрической проводимости меди при импульсном нагружении // Физика горения и взрыва. – 2011. – Т. 47, № 6. – С. 110-116.

5. Сильвестров, В. В. Температура детонационного фронта эмульсионного взрывчатого вещества / В. В. Сильвестров, С. А. Бордзиловский, С. М. Караханов, А. В. Пластинин. // Физика горения и взрыва. – 2015, № 1. – С. 135-142.

Работа частично поддержана грантом РФФИ № 13-03-00791-а.

УДК 621.791.13

*М. П. Бондарь, д-р физ.-мат. наук***ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ СВЯЗИ НЕОДНОРОДНОГО НАНОКОМПОЗИТА С МЕТАЛЛОМ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ***Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск
bond@hydro.nsc.ru*

Исследованы закономерности пластического деформирования нанокompозитного материала (Cu + наноразмерные частицы TiB₂) со сложной внутренней структурой в условиях динамического нагружения применительно к сварке взрывом. Установлена зависимость развития процесса деформирования нанокompозита от содержания и характера распределения частиц нановключений в основе. Показано влияние механической текстуры, создаваемой распределением нановключений, на механизм деформации и развитие трещин. Получены новые сведения о механизме формирования прочной связи между слоями меди и нанокompозитного материала, возникающей при сварке взрывом, а также о структуре материала в зоне возникновения такой связи.

Ключевые слова: сварка взрывом, нанокompозит, мезоструктурный материал, степень деформируемости, скорость деформации, изгиб, прочность сварного соединения

*M. P. Bondar***BASIS OF FORMATION OF BONDING INHOMOGENEOUS NANOCOMPOSITIS WITH METAL BY EXPLOSION WELDING***Lavrentyev Institute of hydrodynamics, SB RUS, Novosibirsk
bond@hydro.nsc.ru*

Was investigated the process of change of plastic deformation nanocomposite material (Cu + nanoscale particles TiB₂) with complex internal structure under dynamic loading in relation to the explosion welding. Was established the dependence of the deformation process of the nanocomposite of the content and distribution of the particles in nanoinclusions. It has been shown the influence of mechanical texture created by the distribution nanoinclusions on deformation mechanism and the development of cracks. Have been obtained new data on the mechanism of the formation of a strong bond between the layers of copper and nanocomposite arising in explosion welding, as well as the structure of the material in the area of occurrence of such a connection.

Keywords: explosion welding, nanocomposit, mesostructures material, the degree of deformability, the rate of deformation, bend, weld strength

Введение

В последнее десятилетие интенсивно ведутся исследования по практическому использованию наноматериалов, в частности широко развивается направление, связанное с использованием тонких пленок наноматериалов в качестве покрытий [1...4]. Низкая степень пластичности наноматериалов сужает рамки их функционального применения. В связи с этим к числу важных задач, решаемых в последние годы, относятся изготовление и практическое применение композиционных материалов, в которых наноразмерные высокопрочные частицы используются в качестве упрочняющей

фазы. Эти материалы относятся к классу нанокompозитов, представляющих собой многофазные твердые материалы, где хотя бы одна из фаз имеет средний размер кристаллитов (зерен) в нанодиапазоне (до 100 нм). Только при использовании наночастиц можно получить нанокompозит, свойства которого будут многократно превосходить свойства такого же по химическому составу композита традиционной технологии.

В зависимости от типа основы, занимающей большую часть нанокompозита, принято разделять их на три категории: нанокompозиты на керамической, полимерной и металлической основе.

Металлические материалы обладают наилучшим соотношением между прочностью и пластичностью по сравнению с другими конструкционными материалами. В нанокompозитах на основе металлов одним из факторов определяющих их высокую прочность является отсутствие переходного слоя между матрицей и нановключением, в котором могли бы образовываться дислокации [3]. Однако, с применением таких композитов связана проблема, состоящая в том, что технология получения не позволяет изготавливать их в больших объемах. В связи с этим проблема использования нанокompозитов в качестве рабочего инструмента остается открытой и требует поиска новых решений.

В настоящей работе исследованы условия расширения сферы функционального применения нанокompозитных материалов. В качестве модельного материала рассматри-

ваются агломераты представляют собой нанокompозит Cu-TiB₂ (28 об% Cu – 72 об% TiB₂). Высокие механические свойства МК (σ_s , МК превосходит σ_s Cu на порядок, см. табл. 1 – результаты статических испытаний [5]), так же, как и нанокompозита, определены сопротивлением движению дислокаций оказываемым частицами TiB₂. Общность МК с нанокompозитами состоит в том, что медь не имеет химического взаимодействия с диборидом титана (TiB₂), соответственно нет переходного слоя, в котором могли бы образовываться дислокации. Пластичность МК полностью определяется свойствами матричного материала и зависит в основном от количества упрочняющей фазы - TiB₂ (табл. 1).

В работе [5] показана возможность получения МК в форме прутков диаметром 16 мм. Одним из способов расширения сферы возможного применения высокопрочного

Таблица 1

Механические свойства вариантов МК

	Cu-МК 5%TiB ₂	Cu-МК 10%TiB ₂	Cu-МК 13%TiB ₂	Cu-МК 18%TiB ₂	Cu
σ_s (МПа)	400	450	570	700	50
ε (%)	>80	≈70	≈60	≈33	
HV _{исх}	133	155	176	212	50...70

вается мезокompозит (МК) [5], близкий по свойствам к нанокompозитам. Основой МК является медь, упрочнителем – частицы диборида титана (TiB₂) с размером до 100 нм. МК имеет ячеистую структуру, основой ячеек которой является субмикронная медная матрица. Размер и форма ячеек зависит от содержания упрочнителя - TiB₂ в композите. Границы, разделяющие материал на ячейки, состоят из относительно крупных включений-агломератов, расстояние между которыми сопоставимо с их размерами (1...5

нм). Нанесение высокопрочного нанокompозита на наиболее ответственные участки деталей, изготовленных из других материалов. Это может быть сделано при помощи сварки взрывом, которая позволяет получать прочные соединения разнородных материалов, сохраняя их свойства [6, 7].

Целью работы является определение как особенностей механизма образования связи пластин, вырезанных из прутков МК, с медными пластинами, создаваемой сваркой

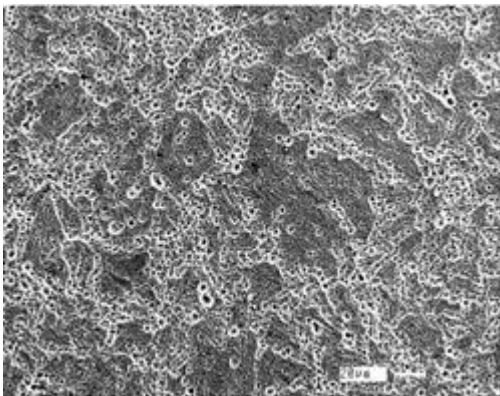
взрывом, так и прочности их соединения. В целом исследования направлены на решение фундаментальной научной проблемы, связанной с изучением закономерностей пластического деформирования материалов со сложной внутренней структурой при динамическом нагружении.

Особенности пластической деформации МК в условиях динамического нагружения МК применительно к образованию их прочной связи с металлом при сварке взрывом

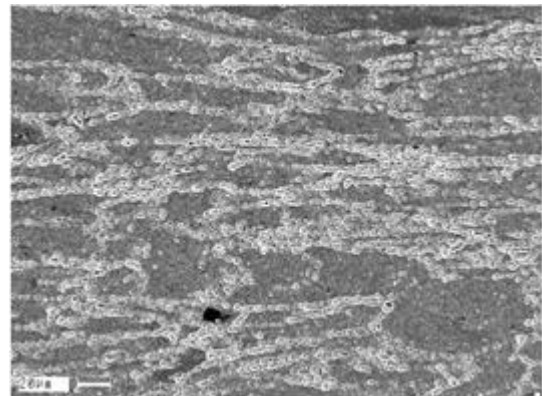
Метод изготовления прутков определил различие типов микроструктур в направлении, продольном оси прутка, и в поперечном направлении. В поперечных сечениях экструдированного прутка распределение агломератов упрочнителя хаотичное, ячейки имеют достаточно произвольную форму без какой-либо ориентации (рис. 1, а), в то время как в продольных сечениях наблюдается явная текстура в распределении упрочняющей фазы, продольный размер ячеек значительно превосходит поперечный (рис. 1, б). Ввиду наличия структурной анизотропии необходимо определить ее влияние на развитие пластического деформирования при динамическом нагружении.

Основой образования прочного соедине-

ния пар металлов при сварке взрывом является реализация взаимодействия объемных атомов на границе соединения. Это взаимодействие происходит при создании определенной ширины зоны интенсивной пластической деформации – R с полосой локализации вдоль границы соединения [8]. Оптимизированные экспериментально по величине R параметры соударения в окрестности нижней границы сварки взрывом (скорость соударения свариваемых пластин V_0 , V_k – скорость точки контакта и γ – угол соударения) определяют также и другие необходимые компоненты, обуславливающие процесс сварки: самоочищение, характеризуемое толщиной кумулятивной струи – δ , и значение λ – длина волны, связанную с деформацией поверхностных слоев соударяемых пластин. Следовательно, решение задачи по определению условий образования прочной связи нанокompозитных материалов с металлами связано не только с изучением условий появления полосы локализации деформации, но и с определением степени деформируемости нанокompозитного материала в зоне соединения. За меру деформируемости может приниматься величина деформации, при которой начинается трещинообразование.



а)



б)

Рис. 1. Микроструктура экструдированного прутка в поперечном (а) и продольном (б) сечениях

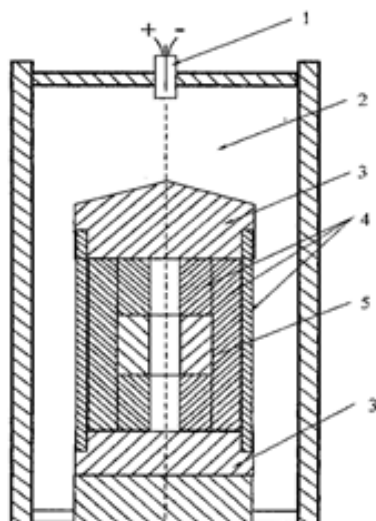


Рис. 2. Экспериментальная сборка:

1 – детонатор; 2 – ВВ; 3 – стальные цилиндры;
4 – медные цилиндры; 5 – исследуемый цилиндрический образец

Учитывая сложность структуры МК, степень деформируемости МК определялась на цилиндрических образцах, рабочие плоскости которых соответствовали как продольным, так и поперечным сечениям прутков. В первом случае в рабочей плоскости имеется явно выраженная текстура, ориентированная вдоль одного из диаметров, во втором случае ее нет. Помимо влияния структурной текстуры на степень деформируемости определялось также влияние количества упрочняющей фазы в МК.

Схема нагружения

Степень деформируемости МК определялась на цилиндрических образцах состава $\text{Cu} - (6 \div 18) \text{ об.} \% \text{TiB}_2$. Образцы МК подвергались динамическому деформированию по схеме «сдвиг + сжатие», характерном для сварки взрывом. Детальное описание постановки экспериментов по динамическому деформированию цилиндрических образцов МК приведено в работе [9]. Схема подготовленной к опыту сборки показана на рис. 2.

Сжатие полого толстостенного цилиндра (ТСЦ) осуществляется в результате воздействия продуктов детонации коаксиально рас-

положенного цилиндрического заряда взрывчатого вещества (ВВ). Детонация распространяется вдоль оси цилиндра. Параметры образца и заряда подбирались исходя из обеспечения условий, при которых не происходит струеобразования вследствие цилиндрической кумуляции. Этот эффект привел бы к выносу внутренних слоев цилиндра, представляющих интерес с точки зрения реализующихся в них больших деформаций и скоростей деформации. Скорость схождения цилиндра много меньше скорости детонации, поэтому в первом приближении осевой деформацией можно пренебречь и считать процесс схлопывания одномерным, а существенная толщина стенки обеспечивает сохранение осевой симметрии образца. Метод позволяет задавать и регулировать величину деформаций с помощью изменения давления P в ударной волне за счет незначительного изменения состава ВВ и скорости его детонации D , и, соответственно $P (P \cdot D^2 [10])$.

В процессе обжатия разные слои цилиндра испытывают различные деформации с различными скоростями, что позволяет в одном опыте исследовать изменение структуры мате-

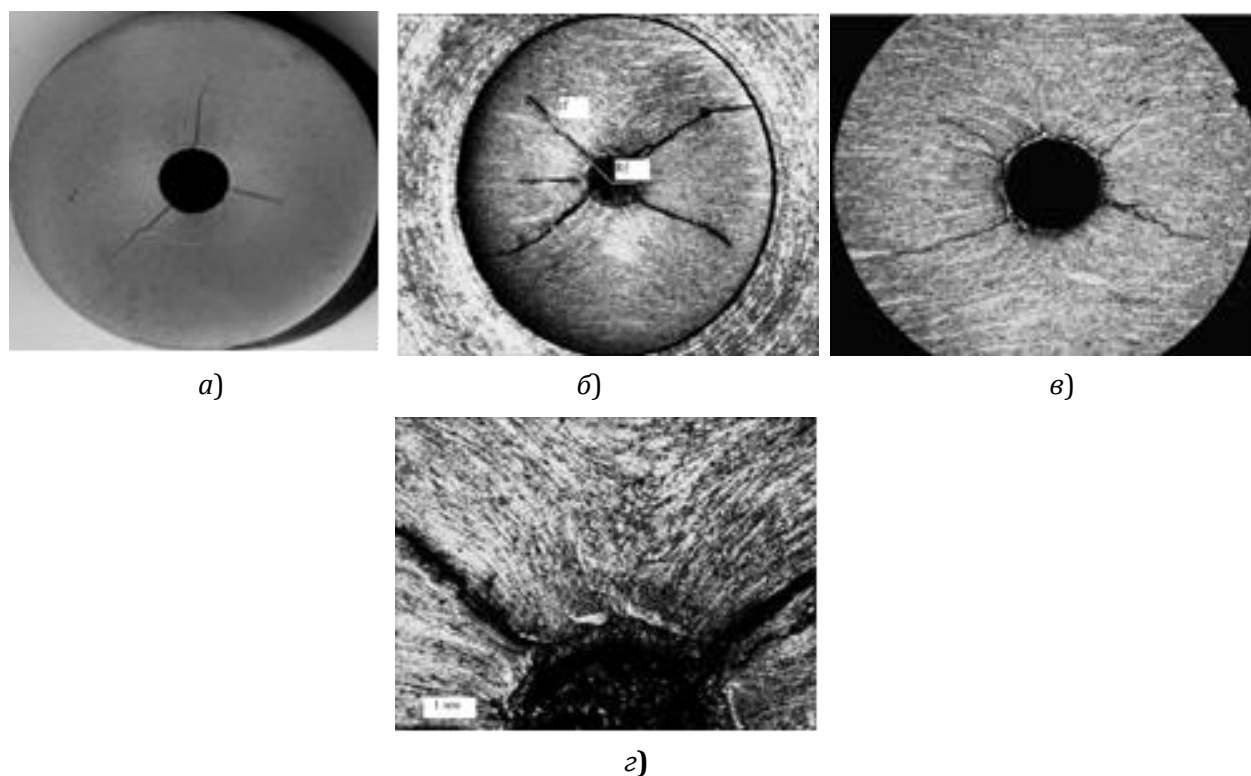


Рис. 3. Структуры образцов МК после неполного коллапса:
 а – общий вид; б и в – микроструктуры сколлапсированных образцов
 с плоскостью нагружения, параллельной оси прутка

риала в зависимости от величины деформации и ее скорости. В качестве меры удобно использовать логарифмические деформации ϵ_{rr} :

$$\epsilon_{rr} = \ln\left(\frac{r_0}{r_f}\right), \quad (1)$$

где r_0 и r_f – радиусы начального и конечного положения рассматриваемого элемента.

Аналитическое выражение для распределения величин деформаций элементов цилиндра и их скоростей в зависимости от их первоначального положения можно получить из реше-

ния задачи о динамическом обжатии цилиндра из несжимаемого пластического материала под действием импульса внешнего давления. Измеряемыми величинами являются r_f , R_f и R_0 , – конечный и начальный радиус полости испытываемых цилиндрических образцов, величина r_0 определяется как:

$$r_0^2 = r_f^2 - R_f^2 + R_0^2. \quad (2)$$

Для вычисления значений скорости деформации достаточно иметь информацию о скорости движения внешней (внутренней) поверх-

Таблица 2

Об.% TiB ₂	6	10	14	18
ϵ_{NN}	0,49	0,39	0,34	0,29
L-длина трещин*	4,25	3,25	4,96	5,88-расслоение
ϵ_{rr}	0,079	0,232	0,103	

*L – длина трещин в мм, измеряемая от края полости цилиндра

ности цилиндра. Характерные значения скоростей деформации $\sim 10^3 \dots 10^5 \text{ с}^{-1}$ [9].

Для оценки степени деформируемости МК от содержания TiB_2 образцы состава Cu-(6...18) об. % TiB_2 , вырезанные перпендикулярно оси прутка и представляющие собой таблетки диаметром 16мм с внутренней полостью диаметром 5мм (рис. 3, а – общий вид после коллапса), нагружались в одной сборке. Все эти образцы имели микроструктуру с хаотичным распределением упрочняющей фазы – TiB_2 .

На рис. 3 показаны структуры после неполного коллапса, по которым оценивались как их относительная деформация $\varepsilon_{NN} = \Delta D/D_0$ по величине изменения D - диаметра полости, так и величины деформаций ε_{rr} , соответствующие концам трещин. Результаты измерения приведены в табл. 2. Из табл. 2 видно, что наибольшей степенью деформируемости обладают образцы МК состава – Cu-10 об. % TiB_2 .

Приведенные данные показывают, что при динамическом нагружении в режиме неполного коллапса зависимость однородной деформируемости образцов МК, определяемая по величине ε_{rr} от концентрации упрочняющей фазы, такая же, как при статических нагружениях ($\varepsilon(\%)$ – деф. до тре-

щинообраз. табл. 1). Увеличение длин трещин и, соответственно, уменьшение деформации трещинообразования ε_{rr} происходит при росте содержания TiB_2 в МК. Увеличение длины трещин с ростом концентрации TiB_2 свидетельствует о возрастающей роли включений, как концентраторов напряжений, тормозящих движение дислокаций, скопления которых перед включениями приводит к зарождению трещин [5]. Исключение представляет образец МК- Cu-6 об. % TiB_2 . Следует отметить, что образцы с 6 об.% TiB_2 имеют большую длину трещин и меньшее значение ε_{rr} , чем образцы с 10 об.% TiB_2 (табл. 2), что указывает на их меньшую пластичность в сравнении с МК 10 об. % TiB_2 . Это исключение из общей закономерности определяется большой неоднородностью как размеров агломератов так и их распределением по объему при изготовлении порошковой смеси меди с продуктом нанокompозита -(28 % Cu – 72 % TiB_2) при его количестве, меньшем состава МК–Cu-10 об. % TiB_2 [5].

Учитывая преимущества МК состава Cu-10 об. % TiB_2 по комплексу механических и физических свойств [5] дальнейшие исследования по определению зависимости природы динамической деформируемости от

Таблица 3

n	ε_{NN}	длина трещин L	ε_{rr}
1-текст	0,218; 0,18	-	-
2-текст	0,220; 0,204	2,75; 2,20	0,136; 0,144
3-текст	0,226; 0,202	3,13; 2,92	0,114; 0,131
4-текст	0,346; 0,324	5,19; 2,93	0,058; 0,17
5	0,39	3,25	0,232
6	0,8	2,09	0,44

«n» – порядковый номер образцов, приставка «текст» указывает на то, что рассматривается плоскость радиального нагружения с текстурированным распределением включений упрочняющей фазы

характера распределения упрочняющей фазы проводились на образцах МК этого состава. Небольшие изменения деформации проводилось за счет изменения давления нагружения (P) при незначительном изменении скорости детонации ВВ. Результаты экспериментов приведены в табл. 3.

Из табл. 3 видно:

– Образцы с микроструктурой текстурированной распределением упрочняющей фазы в плоскости нагружения имеют по два значения ε_{NN} , L и ε_{rr} , соответствующих параллельному (первые числа) и перпендикулярному (вторые числа) направлению текстуры относительно радиальных направлений действующих напряжений.

– В направлении текстуры общая деформация ε_{NN} , и длина трещин больше, чем в направлении перпендикулярном к текстуре.

– Величины ε_{NN} и ε_{rr} для образца 1-текст представляют пороговые значения, при которых сохраняется однородность деформации. При незначительном повышении P (образец 2-текст) происходит нарушение однородности деформации, появляется сдвиговая неустойчивость с последующим образованием трещин (рис. 3, в).

– Значения величин ε_{NN} и ε_{rr} для образцов 1-текст...4-текст указывают на то, что степень сохранения однородности деформации для мест перпендикулярных текстуре (с хаотическим распределением упрочняющей фазы) выше, чем для мест, параллельных текстуре. Для мест с хаотическим распределением упрочняющей фазы с ростом ε_{NN} происходит рост ε_{rr} , при приближении к центру коллапса ε_{rr} стремится к бесконечности.

Наряду с определением степени деформируемости проведено исследование характера изменения микроструктуры МК от условий нагружения. Вид микроструктуры

для образцов, имеющих в плоскости нагружения текстурированное распределение упрочняющей фазы приведен на рис. 3, б...г. На рис. 3, б...г видно, что метод коллапса ТСП позволяет определить влияние сложной микроструктуры на одном образце с нагружаемой плоскостью, вырезанной из продольного сечения прутка. При этом направление действующих напряжений относительно текстуры изменяется от 0° до 90° . На рис. 3, б...г также видно, что в области, где ориентация текстуры совпадает с направлением нагружения, происходит рост трещины от центра к периферии (величина и скорость деформации растут в направлении от периферии к центру). Основным признаком этой структуры является симметричное расположение трещин, совпадающее с направлением максимальных касательных напряжений относительно направления текстурирования (рис. 3, б). В области плоскости нагружения, перпендикулярной направлению текстуры, с хаотичным распределением упрочняющей фазы, трещины находятся в зачаточном состоянии или вовсе отсутствуют (рис. 3, б и рис. 3, в).

Как видно из табл. 3 в образце 1-текст при ε_{NN} равным 0,218, 0,18 деформация однородна. В микроструктуре на границе с полостью наблюдаются поры, встроенные в полосы (рис. 4, а). Расположение полос совпадает с направлением максимальных касательных напряжений. У самого края полости поры образуют ободок из пористой структуры. При незначительном увеличении ε_{NN} (образец 2-текст, табл. 3) по краю образца, граничащего с полостью, возникает отслоение и развитие трещин (рис. 3, в). Подобная микроструктура формировалась на краях образцов МК - Cu-10 об. %TiB₂ после статических испытаний на сжатие [5]. Формирование такой структуры на краях происходи-

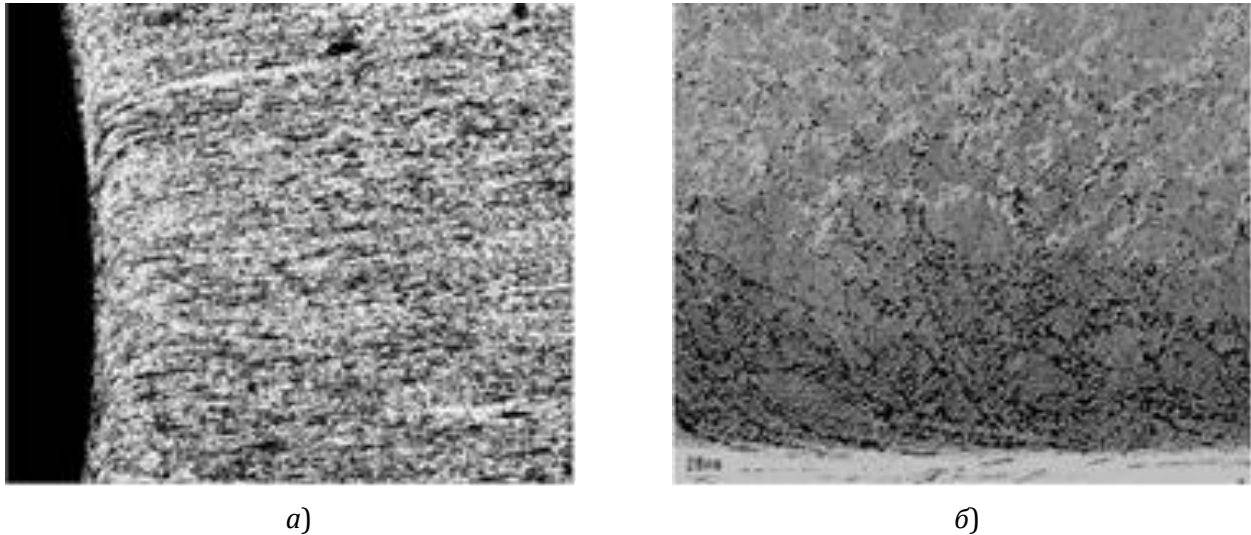


Рис. 4. Микроструктуры края образцов деформированных при условиях:
 а – приведенных в табл. 3 «1текст»; б – при статическом сжатии

ло при пластическом деформировании статически сжатых образцов и являлось результатом дислокационного механизма. Полосы пористости у края так же превращались в микротрещины с последующим отслаиванием чешуек материала. Скопление дислокаций на границе приводит к потере устойчивости сдвиговой деформации и зарождению трещин. Такой же механизм зарождения трещин возникает в образцах «2-текст»...«4-текст» (табл. 3). При условиях динамического нагружения границы упрочняющей фазы с основой МК также являются местами, где зарождаются и от которых распространяются трещины.

Полученные в работе результаты могут быть объяснены с позиций физической мезомеханики структурно неоднородных сред [11], в основе которой лежит концепция структурных уровней деформации. Пластическое течение рассматривается как диссипативный процесс, релаксирующий уровень внутренних напряжений при росте давления включением разных механизмов деформации. Если на каком-то этапе роста давления действующий механизм пластического течения не обеспечивает сохранение энерге-

тического баланса, система теряет устойчивость, переходит на макроуровень с последующим образованием трещин. Как показано в [11], для сохранения сплошности в пространственно неоднородных средах, типа нанокмполитов, необходима активизация мезоуровня, ведущим механизмом деформации которого является ротационный. Очевидно наблюдаемое развитие трещин (уменьшение ε_{rr} , увеличение длины L с ростом ε_{NN}), в области образцов с текстурированным распределением упрочняющей фазы указывает на невозможность перехода на мезоуровень.

Для мест с хаотическим распределением упрочняющей фазы с ростом ε_{NN} происходит рост ε_{rr} и уменьшение L . Рост величины ε_{rr} по мере роста P и соответственно $\dot{\varepsilon}$ указывает на повышение показателей пластичности и степени расширения однородности деформации в радиальном направлении. Характер изменение ε_{rr} в области с хаотическим распределением упрочняющей фазы может быть объяснен последовательным локальным включением ротационного механизма деформации с ростом P и $\dot{\varepsilon}$. Особенность развития этого механизма может быть опреде-

лена неоднородностью, как размеров частиц агломератов d , так и их распределением по объему материала. Так в [12] было показано, что переход от сдвиговой деформации, осуществляемой движением дислокаций, к ротационной, осуществляемой проскальзыванием элементов микроструктуры зависит от соотношения величин скорости деформации $\dot{\epsilon}$ и размера структурных носителей ротационной деформации d (в нашем случае агломератов). Чем больше размер носителей деформации, тем должна быть выше скорость деформации. Таким образом, в областях, где ориентация текстуры совпадает с направлением нагружения, скорость $\dot{\epsilon} \sim 10^5 \text{ с}^{-1}$ и, соответственно, уровень напряжений оказались недостаточными для реализации ротационной моды, которая могла бы обеспечить сохранение однородного деформирования материала без образования трещин.

В [12] было показано, что реализация ротационной моды по мере роста $\dot{\epsilon}_{кр}$ осуществляется при разных d : при $\dot{\epsilon}_{кр} \sim 10^{-3} \text{ с}^{-1} - d \sim (0,1 \dots 5) \text{ мкм}$, при $\dot{\epsilon}_{кр} \sim 10^5 \text{ с}^{-1} - d \sim 50 \text{ мкм}$, при $\dot{\epsilon}_{кр} \sim 10^7 \text{ с}^{-1} - d \sim (100 \dots 200) \text{ мкм}$. Микроструктура МК, состоит из ячеек, оформленных неоднородным размером и случайным положением агломератов в их «стенках». Внутри объема ячеек встречаются единичные агломераты размером $\leq 1 \text{ мкм}$ (рис. 6). Все это может провоцировать появление локальных мест с включением ротационного механизма деформации, понижающим внутреннюю энергию системы и, соответственно, рост ϵ_{rr} .

Рост объема с однородной деформируемостью структуры в направлении к центру может быть определен и тем, что с увеличением R и $\dot{\epsilon}$ увеличивается размер элементов, осуществляющих ротационную моду деформации. Это можно видеть на рис. 3, г. В месте четко текстурированной структуры видны

трещины, направление которых совпадает с направлением максимальных напряжений сдвига, в месте перпендикулярном текстуре с хаотическим распределением ячеек виден «вихрь», а не короткая трещина, как в образце 2-текст (рис. 3, в). Ячеистая структура в области «вихря» разрушена. Микроструктурные изменения в «вихре» вызваны «перемешиванием» агломератов, предотвратившим появление трещины. Таким образом, при $\epsilon_{NN} \sim 0,4$ (табл. 3, 4-текст) элементами, осуществляющими деформацию и формирование микроструктуры в направлении перпендикулярном текстуре, являются агломераты-включения размером $d \sim 5 \text{ мкм}$.

Таким образом, полученные результаты показали, что однородность деформации МК при динамическом нагружении определяется условиями активизации мезоуровня, которые зависят от характера распределения упрочняющей фазы по объему МК. Образование структурной текстуры аналогично увеличению линейного размера агломератов, что в большой степени препятствует реализации ротационной моды деформации при нагружении по схеме ТСЦ. Это обстоятельство и определило низкую трещиностойкость текстурированной микроструктуры. Хаотическое распределение упрочняющей фазы может в некоторой степени обеспечить однородное распределение действующих полей внутренних напряжений и реализацию перехода деформации на мезоуровень по всему объему, что и наблюдается в изменении микроструктуры при росте общей деформации ϵ_{NN} .

Сварка взрывом

Сварка взрывом пластин МК толщиной 2 мм с медью проводилась по схеме косоугольного соударения. Оптимизированные экспериментально по величине R параметры соударения в окрестности нижней границы сварки

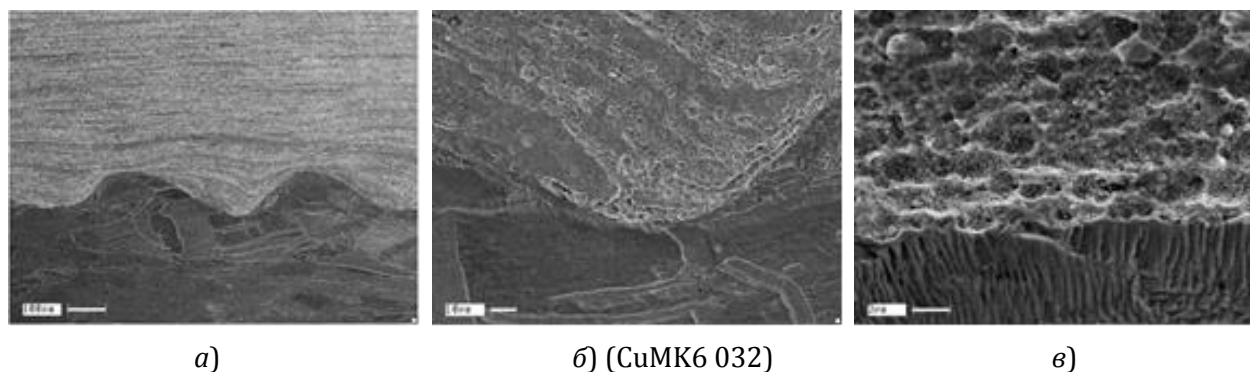


Рис. 5. Микроструктура сваренного соединения

взрывом, обеспечивающие качественное соединение, соответствовали следующим значениям: скорость метаемой пластины – $V_0 = 400$ м/с, скорость точки контакта – $V_0 = 400$ м/с и угол соударения – $\gamma = 8^\circ$. Структурная текстура МК, сформированная распределением упрочняющей фазы, была ориентирована вдоль шва (рис. 5). В условиях сварки взрывом МК с металлом не обнаружено влияние степени анизотропии свойств МК, определенной текстурированным распределением упрочняющей фазы, на образование соединения. Микроструктура образцов исследовалась на сканирующем электронном микроскопе с разрешением 1 нм. На рис. 5, а видно сгущение полос агломератов на «горбах» волн за счет их перемещений и увеличение расстояния между ними видно во впадинах. Это указывает на то, что $\dot{\epsilon}_{кр}$ на линии соединения, имеющая величину $\sim 10^7$ с⁻¹, обуславливает процесс пластической деформации за счет проскальзывания как отдельных агломератов, так и их цепочек в медной матрице. Анализ микроструктур позволяет оценить также толщину зоны интенсивной деформации R по месту резкого изгиба двойника на рис. 5, б и сгущению агломератов со стороны МК, составляющей менее 10 мкм со стороны медной пластины и 6 мкм со стороны МК. Таким образом величина $R \approx 15...20$ мкм. (Это следует учитывать при сварке взрывом тонких слоев). Кроме

того, изгиб двойника в меди, входящий в границу соединения (рис. 5, б), как и изменение плотности полосчатой картины из агломератов частиц упрочняющей фазы показывают большую величину совместной деформации, испытанной свариваемыми материалами [13].

Микроструктура области соединения меди и нанокompозита (рис. 5) показала, что соединение отличается высокой однородностью, не содержит расслоений, неприваров или расплавов. На границе соединения со стороны меди наблюдается развитие блочной структуры – рис. 5, б, в, размер которой определен расположением соседствующих агломератов с наночастицами размером ≈ 100 нм.

Испытания на изгиб

Целью работы является определение как особенностей механизма образования связи пластин, вырезанных из прутков МК, с медными пластинами, создаваемого сваркой взрывом, так и прочности их соединения. Для оценки пластичности и качества сварных соединений часто используются испытания на изгиб. Испытания на трехточечный изгиб проводились на двухслойных балках с квадратным сечением 4x4 мм (толщина слоя композита 1,6 мм), расстояние между опорами составляло 14,5 мм. В испытуемых образцах слой МК располагался сверху, медный – снизу. Эти испытания позволяют оце-

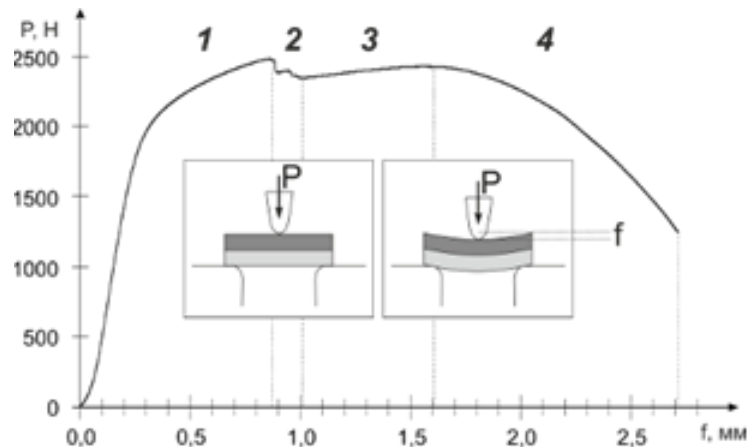


Рис. 6. Типичная диаграмма нагружения сварной балки при поперечном изгибе (зависимость приложенной силы P от прогиба f при жестком нагружении)

нить качество полученного шва, а также изучить характер развития трещин.

При трехточечном изгибе однородной балки ее срединное горизонтальное сечение не испытывает продольных деформаций, все нижние сечения испытывают растяжение, а верхние – сжатие. Известно, что при чистом изгибе наибольшие нормальные напряжения возникают в крайних волокнах, где касательные напряжения отсутствуют, а наибольшие касательные напряжения имеют места в нейтральном слое, где нормальные напряжения равны нулю. Условия прочности в этих случаях формулируются отдельно по нормальным и касательным напряжениям. В рассматриваемом случае двухслойной балки сопротивление деформированию у верхнего слоя больше, чем у нижнего, недеформируемое сечение смещено в верхний слой, а граница соединения слоев (область сварки) оказывается в области, испытывающей растяжение. Поскольку материалы соединены жестко, их деформации в зоне соединения можно считать одинаковыми (рис. 5). Так как сопротивление деформированию материалов верхнего и нижнего слоя при этом значительно различаются, на границе материалов возникает разрыв напряжений, что создает опасность

расслоения, как и вообще при растяжении слоистого материала.

На рис. 6 приведена схема нагружения рассматриваемой двухслойной балки и диаграмма зависимости прогиба балки f от силы давления P на пуансон при нагружении. На кривой, представляющей зависимость $P - f$ можно отметить четыре основных этапа деформирования балки.

Этап 1 представляет упругоупругое деформирование, при котором разница напряжений по берегам шва растет вплоть до достижения предела текучести нанокompозита. Разрушения на этом этапе не происходит.

Начало этапа 2 соответствует спаду силы на диаграмме (рис. 6), который вызван возникновением первичного разрушения композитного материала. На рис. 7 приведена фотография первичной трещины, образовавшейся на этапе 2. На этом рисунке видно, что трещина появилась в МК на «горбе» волны, растянулась параллельно шву в полосе между текстурированными уплотненными выделениями упрочняющей фазы, а также распространилась поперек их плотного скопления. Нанокompозит в месте зарождения трещины испытал сильное сжатие при сварке взрывом. Результатом этого яви-

лось как наибольшее сгущение полос упрочняющей фазы (см. рис. 5), так и определенный этим существенный рост внутренних напряжений, обусловивший начало трещинообразования. Как видно, гребень волны является сильным концентратором напряжений. Зона сварки находится ниже нейтральной полосы, т. е. в области действия как нормальных, так и касательных напряжений, что обусловило форму зародившейся трещины. Первичная трещина изначально имеет два направления распространения – вдоль полос скопления агломератов упрочнителя, огибающего волну шва (трещина сдвига), и поперек полос скопления, ориентированных вдоль балки (трещина отрыва). Во «впадине» произошло растяжение материала, увеличилось расстояние между полосами текстурированного распределения агломератов упрочняющей фазы, что привело к релаксации напряжений и сдерживанию роста трещины в направлении шва. Поскольку продольный размер трещины очень мал (составляет малую часть волны шва), распространение ее на всю ширину балки (в направлении перпендикулярном плоскости снимка) маловероятно. Более вероятно последовательное образование нескольких трещин вдоль волны сварного шва, о чем может свидетельствовать ступенчатый характер спада нагрузки на этапе 2.

Следует отдельно отметить, что и на горбе, и во впадине при деформировании в условиях сварки взрывом ($\dot{\epsilon} \sim 10^7 \text{с}^{-1}$) наблюдается смещение целых полос агломератов.

После образования первичной трещины напряженно-деформированное состояние меняет свой вид. На третьем этапе разрушения сварного шва не происходит. При приближении поперечной ветви трещины к нейтральной полосе уровень нормальных напряжений уменьшается до нуля, тогда как касательные напряжения достигают максимального значения. Причиной временной остановки поперечной трещины может служить релаксация напряжений перед ее вершиной за счет образования продольных сдвигов в вытянутых вдоль шва объемах ячеек, представляющих собой субмикроструктурную медь с единичными вкраплениями частиц нанокристаллического диборида титана. Однако, протяженность этих полос «легкого скольжения» ограничена стенками ячеек, скоплениями агломератов упрочняющей фазы, представляющих сильные концентраторы напряжений на их пути. Такой характер микроструктуры создает условия для появления и развития продольных трещин. На этом этапе происходит раскрытие поперечной ветви трещины и сопутствующее развитие области локализации деформаций в медных прослойках между

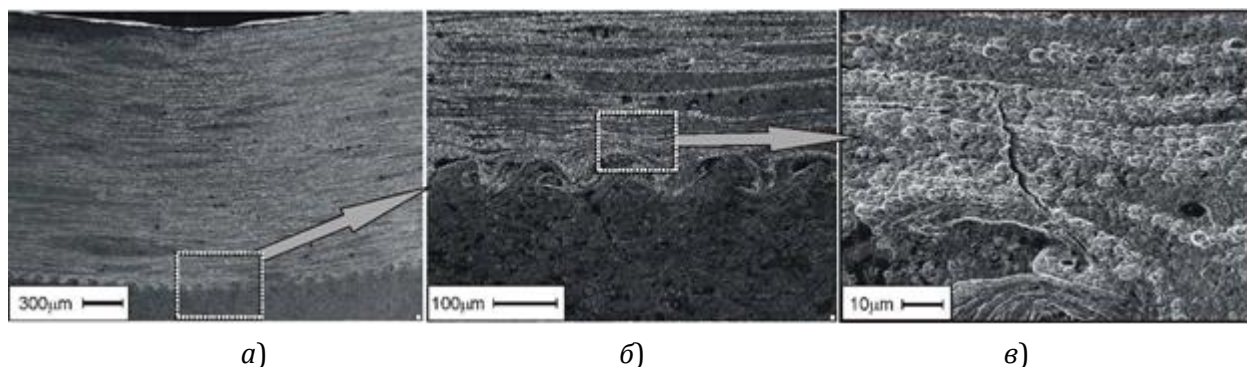


Рис. 7. Изгиб сварной балки:

a – ориентация текстуры композита относительно сварного шва;

б – деформация структуры композита вблизи шва; *в* – первичная трещина при изгибе

текстурированными полосами агломератов (рис. 7).

С этого момента касательные напряжения начинают играть основную роль в разрушении композита и это определяет переход к четвертому этапу кривой $P-f$. В пользу такого предположения говорит приведенный ниже анализ структуры в окрестности развитой трещины. Рост поперечной трещины возобновляется по достижении некоторого критического раскрытия продольных трещин.

Спад напряжения происходит за счет роста поперечных трещин, сопровождаемый образованием и развитием многочисленных продольных сдвиговых трещин вдоль прослоек ячеистой структуры (рис. 8, б). При достижении некоторой длины поперечной трещины преобладающим механизмом релаксации внутренних напряжений, создаваемых приростом прогиба, вновь становится развитие продольных сдвиговых трещин. Наблюдается как образование смешанных ветвей, состоящих из чередующихся продольных и поперечных участков, так и независимое развитие продольных и поперечных трещин (рис. 8, б). Эта микроструктура по мере роста давления определяет появле-

ние и развитие поперечных трещин вплоть до разрушения мезокомпозитного слоя.

Заключение

В условиях динамического нагружения проведено исследование зависимости развития процесса деформирования высокопрочного композиционного материала - МК на металлической основе - Cu с нановключениями - агломератами состава (28 % Cu - 72 % TiB_2) с размером частиц TiB_2 до 100 нм от содержания и характера распределения частиц нановключений в основе. Исследования показали, что для сохранения однородности деформационной структуры в пространственно неоднородных средах, типа нанокompозитов, необходима активизация мезоуровня, ведущим механизмом деформации которого является ротационный. Эксперименты показали, что в образцах с хаотическим распределением нановключений после деформирования методом ТСЦ однородность структуры сохраняется, трещинообразования не происходит. Это определено изменением сдвигового механизма деформации на ротационный, обусловленный проскальзыванием агломератов (носителей ротационной деформации) в медной матрице. В образцах с механической текстурой,

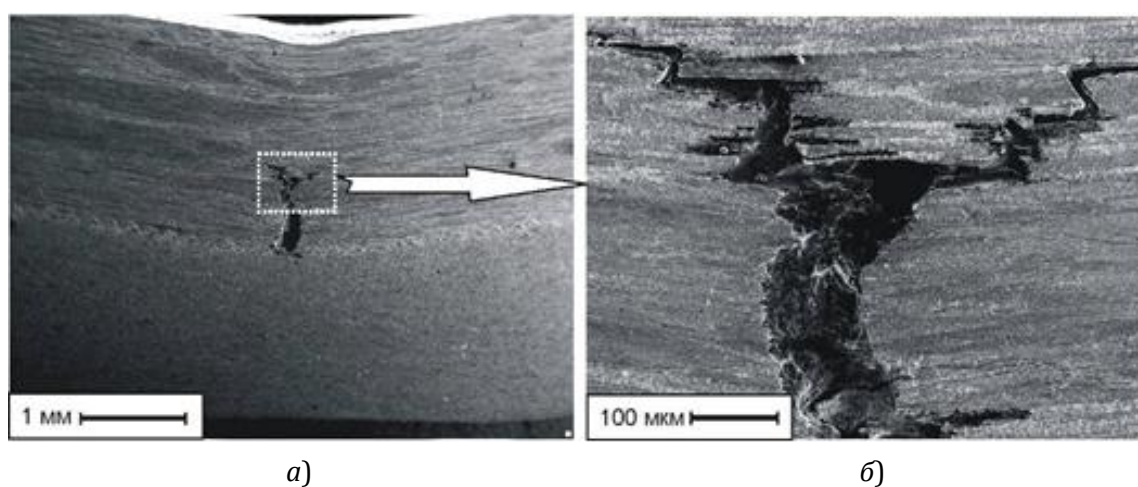


Рис. 8. Развитие трещины при изгибе:

а – общий вид трещины в изогнутой балке; *б* – верхняя половина трещины с развитыми сдвиговыми ветвями

образованной послойным распределением агломератов упрочняющей фазы, в таких же условиях нагружения происходит трещинообразование. Это свидетельство того, что в условиях коллапса ТСЦ ($\dot{\epsilon} \sim 10^3 \dots 10^5 \text{с}^{-1}$) перемещение слоев агломератов в медной матрице не происходит.

Переход от сдвиговой деформации, осуществляемой движением дислокаций, к ротационной, осуществляемой проскальзыванием по границам элементов микроструктуры, зависит от соотношения величин $\dot{\epsilon}_{\text{кр}}$ и размеров d – структурных носителей ротационной деформации.

Оптимальные параметры сварки взрывом исключают влияние механической текстуры на процесс образования соединения нанокompозита с металлом. Параметры процесса сварки взрывом, прежде всего скорость деформации в приграничном слое ($\dot{\epsilon} \sim 10^7 \text{с}^{-1}$), обеспечили реализацию процесса деформации на мезоуровне, при котором слои агломератов перемещаются в медной матрице.

Результаты по сварке взрывом показали высокое качество соединения нанокompозита с металлом. При поперечном изгибе двухслойной сварной балки МК-медь разрушение происходит по более прочному материалу сваренной пары без разрушения в области шва.

Полученные сведения о структуре металла на границе раздела «металл – нанокompозит» и условиях ее формирования важны для общего понимания проблемы прочности композитных материалов и могут быть интересны и полезны при разработке технологий производства изделий промышленного назначения из аналогичных композитов. В целом полученные в работе результаты

представляют вклад в решение фундаментальной научной проблемы, связанной с изучением закономерностей пластического деформирования материалов со сложной внутренней структурой.

Библиографический список

1. Нанокристаллические и нанокompозитные покрытия, структура, свойства / В. М. Береснев, А. Д. Погребняк, Н. А. Азаренков и др. // ФИП ФИП PSE, 2007, т. 5, № 1-2, vol. 5, No. 1-2 С. 4-27
2. Гульбин, В. Металломатричные композиты, упрочненные высокотвердыми нанопорошками / В. Гульбин, В. Попов, И. Севостьянов // Наноиндустрия, выпуск 1, 2007, С. 16-19.
3. Повышение усталостной долговечности стали 12Х1МФ наноструктурированием поверхностного слоя ионным пучком Zr+. Исследование деформации и разрушения на мезомасштабном уровне / С. В. Панин., И. В. Власов, В. П. Сергеев и др // Физическая Мезомеханика. – 2014. – №4. – С. 97-110.
4. Головнев, И. Ф. Молекулярно-динамическое исследование роли поверхности в процессе разрушения наноструктур / И. Ф. Головнев, Е. И. Головнева, В. М. Фомин // Физическая Мезомеханика. – 2014. – №6. – С. 51-72.
5. Бондарь, М. П. Получение композитов на металлической основе, упрочненных наночастицами диборида титана / М. П. Бондарь, Е. В. Карпов // ПМТФ. – 2014. – т.55. – №1. – С.40-56.
6. Дерibas, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерibas. – Новосибирск: Наука, 1980. – 220 с.
7. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
8. Бондарь, М. П. Тип локализации пластической деформации на контактах, определяющий образованье связи / М. П. Бондарь // Физика горения и взрыва. – 1995. – т.31. – №5. – С. 122-128.
9. Нестеренко, В. Ф. Локализация деформации при схлопывании толстостенного цилиндра / В. Ф. Нестеренко, М. П. Бондарь // Физика горения и взрыва. – 1994. – т.30. – №4. – С.99-111.
10. Станюкович, К. П. Физика взрыва / К. П. Станюкович. – М.: Наука, 1975. – 704 с.
11. Панин, В. Е. Динамика мезоскопической структуры и сверхпластичность аустенитных сплавов и сталей / В. Е. Панин, Р. Д. Строкатов // Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов. – Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1995. – т.1. – С. 208-241.
12. Бондарь М. П. Мержиевский Л. А. «Эволюция микроструктуры металла и условия локализации деформаций при высокоскоростном нагружении» // ФГВ, 2006, т. 42, №3, с.121-131.
13. Бондарь, М. П. Пластическая деформация и образование связи при сварке взрывом медных пластин / М. П. Бондарь, В. М. Оголихин // Физика горения и взрыва. – 1988. – т.24. – №1. – С. 122-127.

УДК 621.791.13

И. В. Яковлев, д-р техн. наук

СВАРКА ВЗРЫВОМ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, АРМИРОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫМИ СТАЛЬНЫМИ ТРОСАМИ

*Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск,
yakovlev@hydro.nsc.ru*

В работе представлены результаты сварки взрывом композиционных материалов, армированных высокопрочными стальными тросами.

Ключевые слова: сварка взрывом, армированные композиционные материалы

I. V. Yakovlev

EXPLOSIVE WELDING OF COMPOSITE MATERIALS, REINFORCED BY HIGH-STRENGTH STEEL-CABLES

*Lavrentyev Institute of hydrodynamics, SB RAS, Novosibirsk,
yakovlev@hydro.nsc.ru*

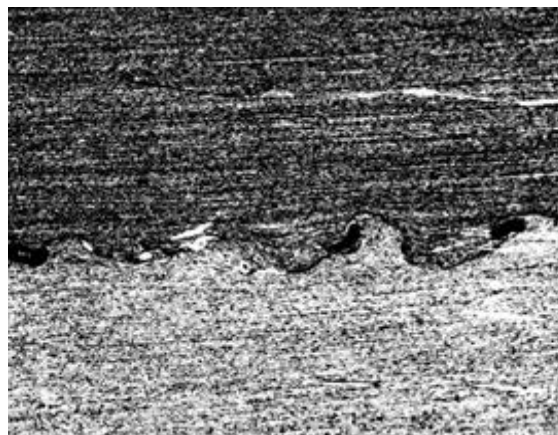
In the paper represents results of explosive welding of composite materials, reinforced by high-strength steel cables.

Keywords: explosive welding, reinforced composite materials

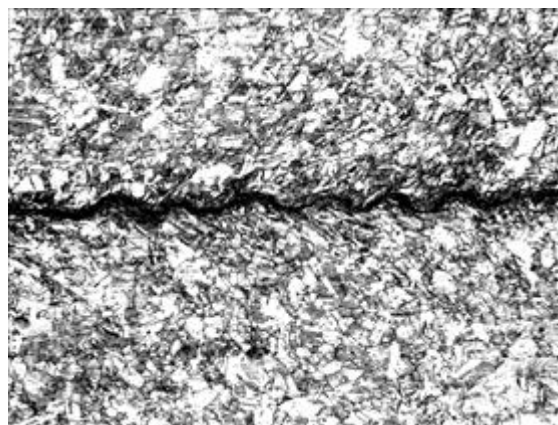
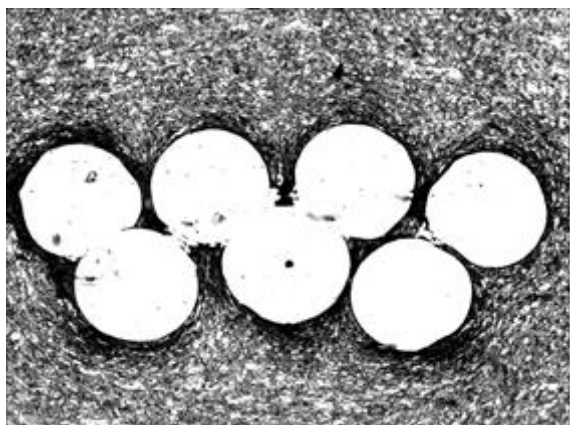
Использование энергии взрыва для получения металлических композиционных материалов, армированных высокопрочными непрерывными волокнами, обсуждается рядом исследователей на протяжении не одного десятка лет [1]. При этом обычно речь идет о применении в качестве матрицы монолитных материалов в виде пластин и облочков, а армирующими элементами являются однонаправленные волокна. Созданные таким образом композиты действительно обладают уникальными свойствами [2]. Однако, некоторые важные моменты существенно влияют на возможность их дальнейшего совершенствования, и что более важно, широкого использования в конструкциях. Во-первых, высокопрочные металлические волокна, обладающие прочностью в несколько сотен кг/мм², имеют толщину 0,1 ... 0,2мм. Во-вторых, это ограничение при сварке взрывом предельного объемного содержания армирующих волокон, соответствующего 25 ... 30 об. % [3]. Важно, что такое объемное содержание достигается при равных толщинах волокна и матричной

пластины. В соответствии с этим, при получении пригодного для использования в конструкциях композиционного материала, исходная для сварки взрывом заготовка должна состоять из десятков слоев матрицы и высокопрочных волокон [2]. Сборка таких заготовок как в плоской, так и в цилиндрической конфигурациях достаточно сложная процедура, которая должна еще и обеспечивать максимальное объемное содержание волокон.

В этом смысле перспективным может оказаться получение сваркой взрывом композиционных материалов, армированных высокопрочными металлическими тросами. При этом при равных толщинах матрицы и тросов создаются условия для получения материала с характеристиками, значительно превышающими характеристики материала матрицы и при этом сохраняющими специальные свойства матрицы. Несомненным преимуществом армирования высокопрочными тросами является тот факт, что в этом случае полностью отсутствует явление потери устойчивости армирующих элементов



а)



б)

Микроструктура поперечного и продольного (межволоконное пространство) разрезов армированного композита:

а – алюминиевые матричные пластины; *б* – медные матричные пластины

[4], приводящее к снижению прочности получаемого композита.

Нами были проведены исследования по армированию тросами медных, алюминиевых и свинцовых матричных пластин. Использовалась обычная схема однонаправленного армирования [2]. На рисунке представлены фотографии микроструктуры полученных армированных образцов. Исследование этих структур свидетельствует о том, что связь по границам матрица - матрица и матрица - армирующий элемент, напрямую зависит от величины пластических деформаций по этим границам. Развитые пластические деформации матричных пластин на границе с армирующими элементами обеспечивают создание металлической связи на этих границах. Дополнительным преимуще-

ством использования при армировании тросов является тот факт, что они имеют витую, а не гладкую цилиндрическую поверхность, как волокна. Поэтому кроме физического соединения матрицы с волокнами, составляющими трос, еще и происходит затекание материала матричной пластины в неровности поверхности троса. В экспериментах использовались тросы диаметром 1 мм, состоящие из 7 стальных волокон диаметром 0,35 мм каждое. В результате при испытании армированного материала на растяжение армирующие тросы не вытягиваются из композита и при разрушении все они работают коллективно, а само разрушение происходит по всей ширине образца при достижении нагрузки, равной суммарной прочности армирующих элементов, значительно превы-

шающей прочность материалов матричных пластин.

Библиографический список

1. Яковлев, И. В. Сварка металлов взрывом/ И. В. Яковлев, В. В. Пай. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2013. – 565 с.
2. Яковлев, И. В. Сварка взрывом армированных композиционных материалов/ И. В. Яковлев, Л. Д. Сиротенко, А. М. Ханов. – Новосибирск: Наука, 1991. – 120 с.
3. Jarvis, C. Explosive fabrication of composite materials/ C. Jarvis, P. M. B. Slate// Nature. 1968. Vol.220, N 5169. P.782-783.
4. Kornev, V. M. Buckling of reinforced fibers during explosive welding/ V. M. Kornev, I. V. Yakovlev// Exp. Mech. 1981 Vol. 21, N 12. P. 467-472.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

Л. М. Гуревич, д-р техн. наук, Р. Е. Новиков, аспирант, Е. В. Соколова, магистрант

ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА ОТ НАЛИЧИЯ ДЕФЕКТОВ НА ЛИНИИ СОЕДИНЕНИЯ

Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

Проведено моделирование методом конечных элементов поведения при растяжении плоского образца титано-алюминиевого композита VT6-AD1-AMg6 с непроварами на поверхности соединения титанового и алюминиевого слоев, используя пакет SIMULIA/Abaqus, определена зависимость прочности и НДС от толщины мягкой прослойки при наличии дефекта.

Ключевые слова: алюминий, алюминиевый сплав, титан, мягкая прослойка, дефект, деформация, разрушение, моделирование, метод конечных элементов

L. M. Gurevich, R. E. Novikov, E. V. Sokolova

THE IMPACT OF BOND DEFECTS ON THE TI/AL BIMETALS STRENGTH BEHAVIOR

Volgograd State Technical University, mv@vstu.ru

A finite element simulation the behavior of a flat tensile sample of titanium-aluminum composite VT6-AD1-AMg6 with lack of fusion on the surface of the compound titanium and aluminum layers using a package SIMULIA / Abaqus is carried out, dependence of the strength and stress-strain state of the thickness of the soft layer is defined.

Keywords: aluminum, aluminum alloy, titanium, a soft layer, defect, deformation, destruction, simulation, the finite element method

Одним из видов физической микронеоднородности, способных возникнуть в полученных сваркой взрывом (СВ) композитах является не обнаруживающиеся средствами оптической металлографии участки границы раздела металлов с доходящей до 0 прочностью, образующиеся при недостаточном развитии пластической деформации, обеспечивающей создание только физического контакта [1]. Этот вид микронеоднородности, являясь одним из наиболее опасных и устраняется правильным выбором соответствующих режимов СВ. Для так называемых «трудносвариваемых» сочетаний материалов, способных образовывать при превышении режимов СВ хрупкие оплавы, например, медь-алюминий, приходится балансировать в достаточно узком интервале допустимых скоростей разгона метаемой пластины, выход за пределы которых может приводить к образованию одного из этих

двух дефектов различных размеров. Для композиционных материалов с мягкими прослойками были разработаны графоаналитические и аналитические методы расчета прочности [2], однако технологически приемлемые методы расчета прочности композитов с непроварами на границе мягких прослоек различных размеров в технической литературе практически отсутствуют.

Метод моделирования с использованием конечных элементов позволяет оценивать поведение слоистого композиционного материала с дефектами различных форм и размеров, так в [3] показаны результаты моделирования эволюции кольцевых канавок различной формы в алюминиевой прослойке цилиндрических образцов титано-алюминиевого слоистого композита, проведенного в конечно элементном пакете программ SIMULIA/Abaqus.

Таблица 1

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона-Кука

Материал	Толщина, мм	Коэффициенты для модели пластичности [6]						
		A , МПа	B , МПа	m	n	$\dot{\epsilon}_0$, с ⁻¹	T_m , К	T_r , К
Алюминиевый сплав АМг6	10	218,3	704,6	0,93	0,62	1	873	293
Алюминий АД1	5	60,0	6,4	0,859	0,62	1	933	293
Титановый сплав ВТ6	10	420,0	52	1,00	0,48	1	1940	293

Таблица 2

Коэффициенты для модели разрушения Джонсона-Кука

Материал	Коэффициенты для модели разрушения [5]							
	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	$\dot{\epsilon}_0$, с ⁻¹	T_m , К	T_r , К
Алюминиевый сплав АМг6	0,178	0,389	-2,246	0	0	1	873	293
Алюминий АД1	0,071	1,428	-1,142	0,0097	0	1	933	293

Целью настоящей работы является исследование зависимости прочности и напряженно-деформированного состояния плоских образцов слоистого титан-алюминиевого композита с непроварами на границе соединения титанового слоя и алю-

миниевой прослойки от ее толщины.

Моделирование процессов деформирования и разрушения при растяжении плоского образца проводилось по модели Мизеса с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus.

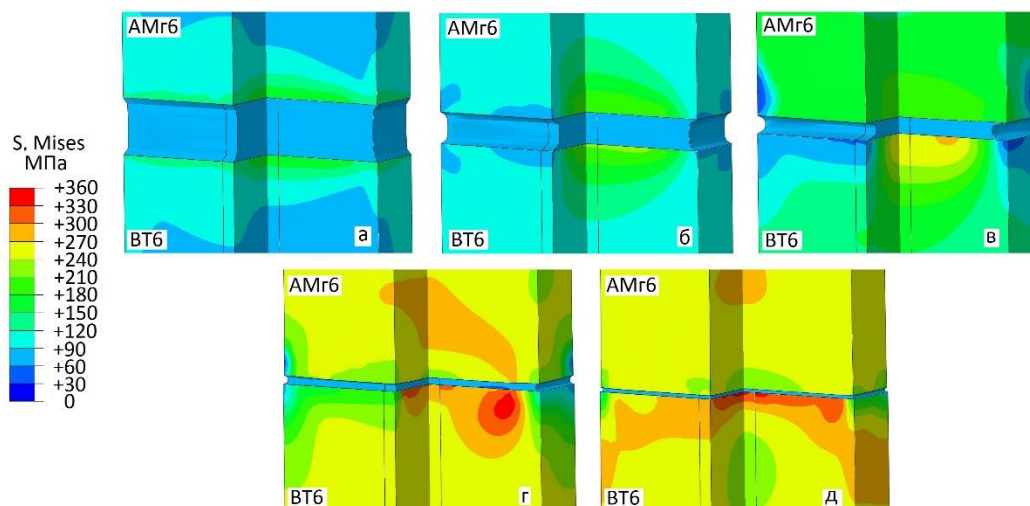


Рис. 1. Распределение напряжений Мизеса по объему растягиваемого образца без непровара при величине абсолютной деформации образца 0,25 мм и толщине алюминиевой прослойки (четверть образца для большей наглядности удалена): а – 2 мм; б – 1 мм; в – 0,5 мм; г – 0,25 мм; д – 0,125 мм

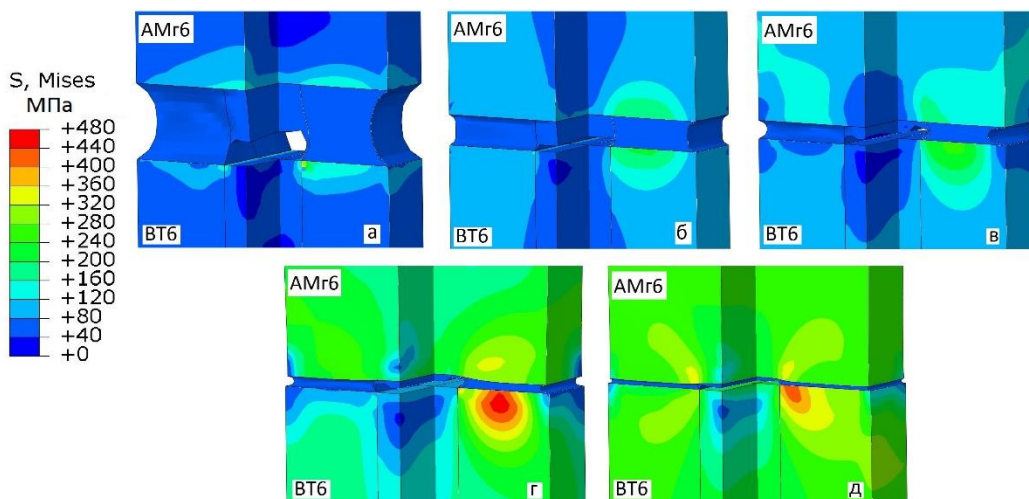


Рис. 2. Распределение напряжений Мизеса по объему растягиваемого образца с непроваром при величине абсолютной деформации образца 0,25 мм и толщине алюминиевой прослойки (четверть образца для большей наглядности удалена):
a – 2 мм; *б* – 1 мм; *в* – 0,5 мм; *г* – 0,25 мм; *д* – 0,125 мм

Образцы моделируемого трехслойного титано-алюминиевого композита ВТ6–АД1–Д20 имели толщину и ширину рабочей части соответственно 5 и 10 мм. Толщины алюминиевой прослойки изменялись от 2 до 0,125 мм. На границе титанового слоя и алюминиевой прослойки выполнялся участок с отсутствием связей между слоями ВТ6 и АД1, симметричный относительно оси образца шириной 2 мм и проходящий через всю его толщину. Для повышения достоверности и учета поперечных деформаций ячеек прово-

дилось моделирование всего объемного тела, не используя сокращающих время моделирования и основанных на симметрии часто применяемых приемов моделирования половины или четверти тела. Законы упрочнения материалов в результате пластического деформирования задавались по модели пластичности Джонсона–Кука [4], позволяющей получать семейство кривых «деформация – предел текучести» при различных температурах и скоростях деформирования. Предельное деформированное со-

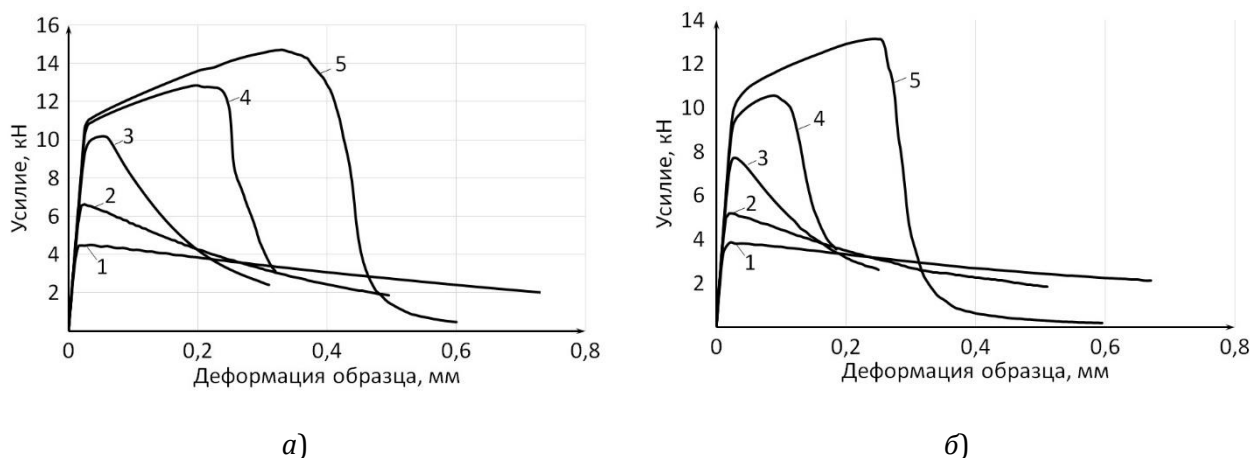


Рис. 3. Кривые «осевая абсолютная деформация образца – усилие» для растягиваемых образцов без дефекта (а) и с непроваром (б) при толщинах алюминиевой прослойки:
1 – 2 мм; 2 – 1 мм; 3 – 0,5 мм; 4 – 0,25 мм; 5 – 0,125 мм

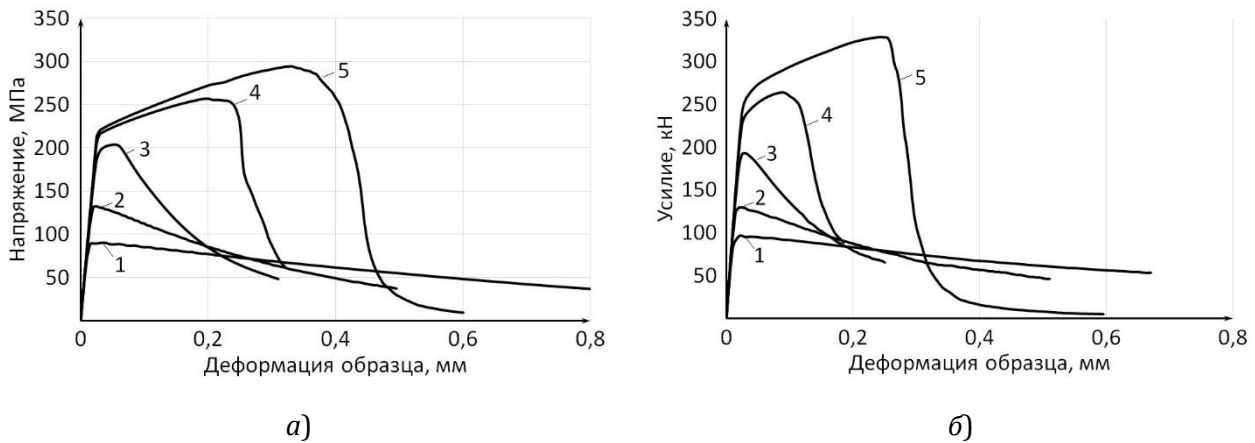


Рис. 4. Кривые «осевая абсолютная деформация образца – напряжение» для растягиваемых образцов без дефекта (а) и с непроваром (б) при толщинах алюминиевой прослойки:

1 – 2 мм; 2 – 1 мм; 3 – 0,5 мм; 4 – 0,25 мм; 5 – 0,125 мм

стояние, с которого могло начинаться разрушение алюминия или АМгб, описывалось моделью разрушения Джонсона–Кука [5]. Параметры для моделей деформирования и разрушения составляющих слоистого композита (для титановой прослойки возможность разрушения не рассматривалась) приведены в таблицах 1 и 2 [6 ... 8].

Верхний торец слоя АМгб жестко закреплялся, а нижний торец титанового слоя перемещали со скоростью 1 мм/с. Моделирование деформации образца продолжалось и после разрушения первых ячеек алюминиевого слоя до тех пор, пока осевое растягива-

ющее усилие не снижалось до $\approx 30\%$ от максимально достигнутого. Результаты моделирования сравнивались с данными полученными для образца из бездефектного материала.

Моделирование показало, что наличие дефекта при одних и тех же деформациях образца приводит к появлению областей, в которых уровень напряжений Мизеса в ВТб вблизи границы соединения с АД1 значительно выше, чем в бездефектных образцах (рис. 1, 2). Максимальные напряжения Мизеса формировались во внутренних областях бездефектного образца вблизи границы

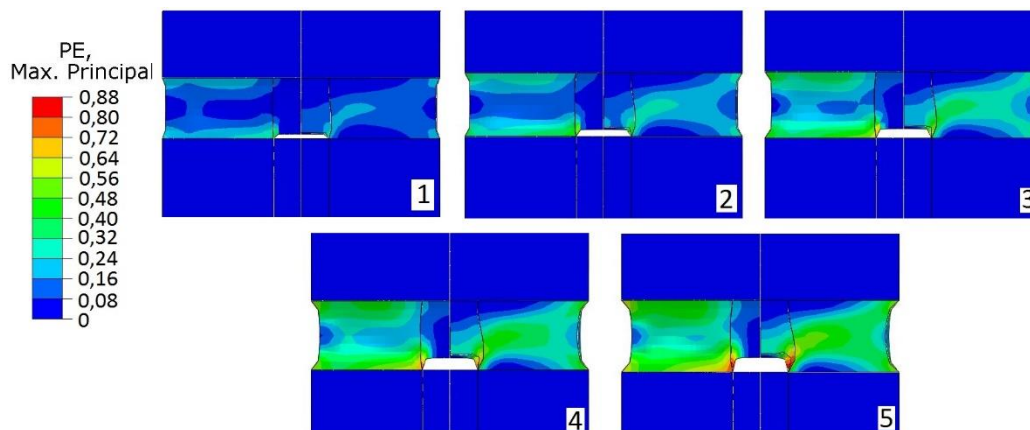


Рис. 5. Распределения эквивалентной деформации на поверхности (слева) и в центральной части (справа) алюминиевой прослойки толщиной 2 мм при изменении абсолютной деформации образца:

1 – 0,2 мм; 2 – 0,3 мм; 3 – 0,4 мм; 4 – 0,5 мм; 5 – 0,6 мм

ВТ6-АД1, причем с уменьшением толщины прослойки эта область занимает все большую долю поверхности соединения. Уровень напряжений в АМг6 значительно ниже, и области максимальных значений в бездефектном образце удалены от поверхности соединения с АД1. В образцах с непроваром максимальные напряжения Мизеса в АМг6 и в ВТ6 локализованы рядом с краями дефекта вблизи поверхностей соединения с АД1.

Форма кривых «осевая абсолютная деформация образца-усилие» (рис. 3) близки для всех моделируемых толщин мягкой прослойкой как в бездефектном образце, так и в образце с непроваром. Уменьшение прослойки приводило к росту максимального усилия, после которого начинается формирование шейки, а также к росту деформации образца, при которой достигались эти максимальные усилия. Повышение прочности слоистых композитов при уменьшении толщины мягких прослоек объясняется эффектом контактного упрочнения, при котором развитие пластических деформаций в прослойке сдерживается работающим упруго более прочным соседним металлом. На контактных поверхностях возникают и с ростом нагрузки увеличиваются касательные напряжения, напряженное состояние в прослойке становится трехосным, неоднородным, что вызывает повышение прочностных характеристик [9]. Наличие непровара снижало величину достигаемого максимального усилия и деформации образца, при котором оно формировалось (рис. 3, б). Пересчет получаемых на кривой «осевая абсолютная деформация образца – усилие» усилий в напряжения, используя исходную площадь границы соединения ВТ6-АД1, на которой сформировались прочные связи, показывает, что наличие мягкой прослойки несколько сглаживает негативное влияние непрова-

ра в образцах с тонкими прослойками алюминия (0,125 и 0,25 мм): величина максимальных расчетных напряжений, возникающих при деформации образцов с непроваром несколько выше, чем в бездефектных образцах (рис. 4). В образцах с толщинами прослойки 0,5 ... 2 мм максимально достигаемые напряжения практически одинаковы.

Изменение распределения эквивалентной деформации на поверхности и в центральной части алюминиевой прослойки толщиной 2 мм при варьировании абсолютной деформации образца показано на рис. 5.

При всех показанных деформациях образца максимальная эквивалентная деформация алюминиевой прослойки локализована вблизи границы с титаном на концах непровара как на поверхности, так и в центральном сечении. Зона минимальной деформации алюминиевой прослойки на поверхности образца расположена в средней части прослойки, а в центральном сечении – на границе с алюминиевым сплавом АМг6.

Выводы

1. Методами компьютерного моделирования растяжения образцов из слоистых титано-алюминиевых композитов с непроваром на границе титановый сплав-алюминиевая прослойка показана зависимость распределения напряжений Мизеса и деформаций от толщины мягкой прослойки.

Формы кривых «осевая абсолютная деформация образца-усилие» близки для всех моделируемых вариантов толщины мягкой прослойки, однако ее уменьшение приводило вследствие эффекта контактного упрочнения к росту максимального усилия, после которого начинается формирование шейки, а также к разрушению при меньших величинах деформации. Наличие непровара снижало величину достигаемого максимального

усилия и деформации образца, при котором оно формировалось.

Библиографический список

1. Седых, В. С. Сварка взрывом и свойства сварных соединений: монография / В. С. Седых, Н. Н. Казак. – М.: Машиностроение, 1971. – 71 с.
2. Трыков, Ю. П. Композиционные переходники / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев. – Волгоград: РПК «Политехник», 2007. – 328 с.
3. Моделирование поведения титано-алюминиевого композита с дефектом в мягкой прослойке / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. А. Голик // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. Серия Сварка взрывом и свойства сварных соединений. Вып. 7. – 2014. – № 20 (147). – С. 43-46.
4. Johnson, G. R. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures / G. R. Johnson, W. H. Cook // Proc. of 7th Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands, 1983. – P. 541-547.
5. Johnson, G.R. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures, and pressures / G. R. Johnson, W. H. Cook // Engineering Fracture Mechanics, 1985. – Vol. 21. – P. 31-48.
6. Кузькин, В. А. Применение численного моделирования для идентификации параметров модели Джонсона-Кука при высокоскоростном деформировании алюминия / В. А. Кузькин, Д. С. Михалюк // Вычислительная механика сплошных сред, 2010. Т. 3, №1. – С. 32–43.
7. Constitutive Modelling of AZ31B-0 Magnesium Alloy for Cryogenic Machining / E. Giraud, F. Rossi, G. Germain, J. Outeiro // 14th CIRP Conference on Modeling of Machining Operations (CIRP CMMO), (CIRP CMMO), Italy (2013). DOI : 10.1016/j.procir.2013.06.144.
8. Третьяков, А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.
9. Бакши, О. А. Прочность при статическом растяжении сварных соединений с мягкой прослойкой / О. А. Бакши, Р. З. Шрон // Сварочное производство, 1982. – № 5. – С. 6-10.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №14-29-00158)

УДК 621.791.12:539.25

*Л. М. Гуревич, д-р техн. наук, О. В. Слаутин, канд. техн. наук,
М. С. Пушкин*,**, аспирант, А. В. Иноземцев*, канд. техн. наук, В. О. Харламов, канд. техн. наук*

ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ РЕАКЦИИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ (Cu-Ti)

Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

**Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УО РАН, Екатеринбург*

***Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина,
Екатеринбург*

В настоящей работе исследуются переходные состояния между волнообразной и плоской границей в сваренной взрывом композиции системы Cu-Ti. Некоторые из этих переходов имеют общий вид, а другие типичны лишь для пары медь-титан из-за значительной взаимной растворимости и возможности образования интерметаллидов.

Ключевые слова: сварка взрывом, поверхность раздела, выступы, всплески, волны, взаимная растворимость

L. M. Gurevich, O. V. Slautin, M. S. Pushkin, A. V. Inozemtsev, V. O. Kharlamov

INTERMETALLIC REACTIONS DURING EXPLOSION WELDING (Cu-Ti)

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

M.N. Miheev Institute of Metal Physics, UB RAS, Ekaterinburg

Ural Federal University named after the first President of Russia B.N.Yeltsin, Ekaterinburg

The paper studied transition states between the traditional (plain and wavy) shapes of interfaces that emerged during explosive welding. Some of these states are common for the joints under study, while others are typical of the copper-titanium joints only, thanks to the relatively high solubility of original elements. The role of intermetallic compounds was analyzed.

Keywords: explosive welding, interfaces, cusps, plain, wavy, relatively solubility

Создаваемые с помощью сварки взрывом (СВ) и комплексных технологий слоистые композиционные материалы обладают повышенными жаропрочными, антифрикционными, электромагнитными и др. свойствами [1, 2]. Медь и сплавы на её основе, обладая хорошими электро- и теплопроводностью, имеют низкую жаро- и износостойкость, что является недостатком при изготовлении деталей металлургического оборудования (фурмы конверторов, доменных печей, кристаллизаторов и др.), поэтому медные узлы в этих конструкциях зачастую армируют или плакируют титановыми слоями. Титан, помимо высокой удельной прочности, обладает стойкостью к агрессивным средам вплоть до 500 °С. Медно-титановые слоистые композиты применяются в кристаллизаторах химической и электрохимической промышленности, а

также электротехнических узлах и датчиках в различных конструкциях ответственного назначения [3].

Быстротечность СВ ограничивает процесс образования соединения двумя стадиями - созданием физического контакта и химическим взаимодействием, при котором успевают протекать только электронное взаимодействие контактирующих металлов. Диффузионные же процессы подавляются, не успев развиваться [4]. Возможность образования новых фаз на границе соединения связана, в основном, с формированием локальных участков оплавленного металла. По этой причине интерес представляют переходные состояния между плоской и волнообразной поверхностью, особенно структуры, возникающие в зоне оплава, их влияние на рельеф поверхности, рост площади с увеличением интенсивности сварки, появление

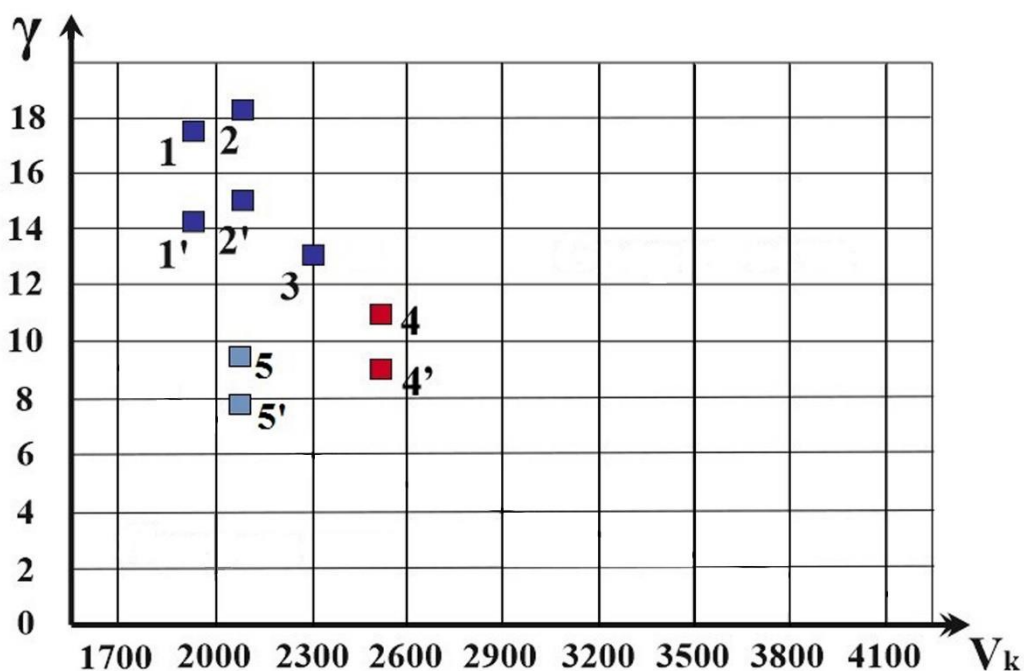


Рис. 1. Параметры использованных режимов сварки в координатах угол соударения (γ) - скорость точки контакта (V_k)

кластеров и интерметаллидов, возникновение вихрей.

В данной работе исследуются соединения металлов (Cu и Ti), имеющие, по сравнению с ранее исследованной системой медь-тантал, значительно более высокую взаимную растворимость исходных элементов и возможностью протекания интерметаллических реакций [5].

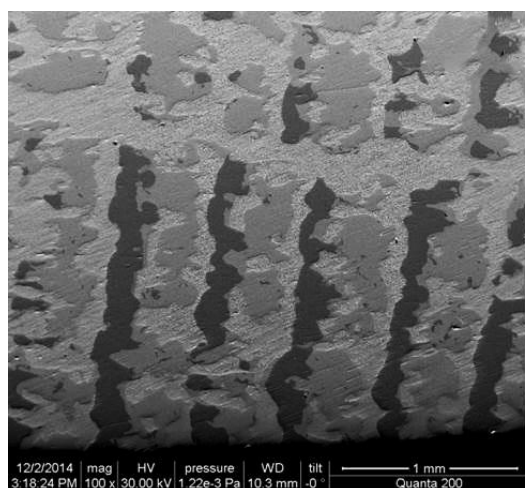
Целью настоящей работы является ответ на ряд вопросов о поверхности соединения Cu-Ti – какую структуру имеют зоны локального расплавления, какое влияние оказывают интерметаллиды на структуру волнообразной поверхности раздела, образуются ли переходные состояния, и при каких режимах сварки это происходит.

Материалы и методики исследования

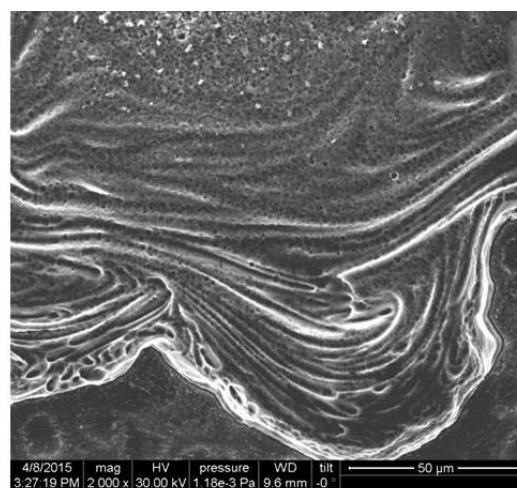
Сварку взрывом по параллельной схеме скользящей ударной волной [1] проводили в Волгоградском государственном техническом университете (ВолгГТУ) и ОАО «Уральский завод химического машиностроения»

(г. Екатеринбург). Параметры использованных режимов сварки в координатах угол соударения (γ) – скорость точки контакта (V_k) приведены на рис. 1. Были получены как двухслойные композиты медь-титан (режим 3), так и трехслойные композиты медь-титан-медь (остальные режимы). Трехслойные композиты были получены последующим плакированием СВ медью полученного биметалла медь-титан.

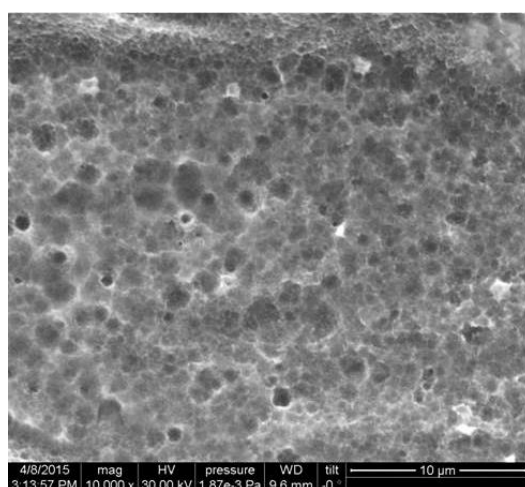
Металлографический анализ проводили в ВолгГТУ и в Институте физики металлов УРО РАН. Исследование микроструктуры выполнено с использованием оптического микроскопа Epiquant, снабжённого вычислительным комплексом SIAMS, просвечивающих электронных микроскопов JEM 200CX и CM-30 Super Twin, сканирующего электронного микроскопа Quanta 200 3D, Quanta 600, ионной пушки Fashione 1010 ION MILL. Химический анализ и структуру поверхности определяли на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D.



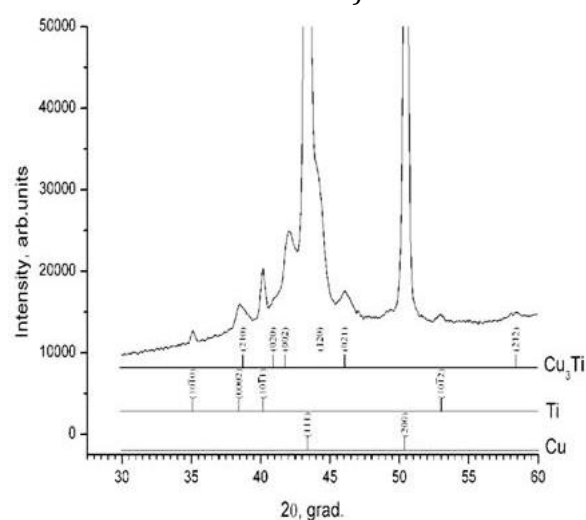
а)



б)



в)



г)

Рис. 2. Структура зоны локального расплавления для соединений медь-титан, полученных по режиму 4:

а – сечение, параллельное поверхности соединения; б – вихревая структура; в – медная матрица с частицами интерметаллидов; г – дифрактограмма

При выполнении исследований в работе использовались образцы, вырезанные в продольных и поперечных сечениях полученных медно-титановых композитов. Выборочно, для некоторых образцов удалялась глубоким травлением медь с целью установления топографии рельефа поверхности титана.

Параллельное исследование соединений, имеющих плоскую, квази-волнообразную и волнообразную формы границы раздела, для одной и той же пары разнородных материалов является достаточно редким, однако

для данной работы это являлось важнейшим аспектом.

Результаты и их обсуждение

Структура зоны локального расплавления для соединений медь-титан, полученных по режиму 4, представлены на рис. 2. При детальном анализе микроструктуры (двадцатикратном увеличении) обнаружена вихревая структура зон (рис. 2, б). Внутри этой зоны локального расплавления, вне вихрей, была обнаружена область, содержащая многочисленные частицы (рис. 2, в). Дальнейшее увеличение (на два порядка по

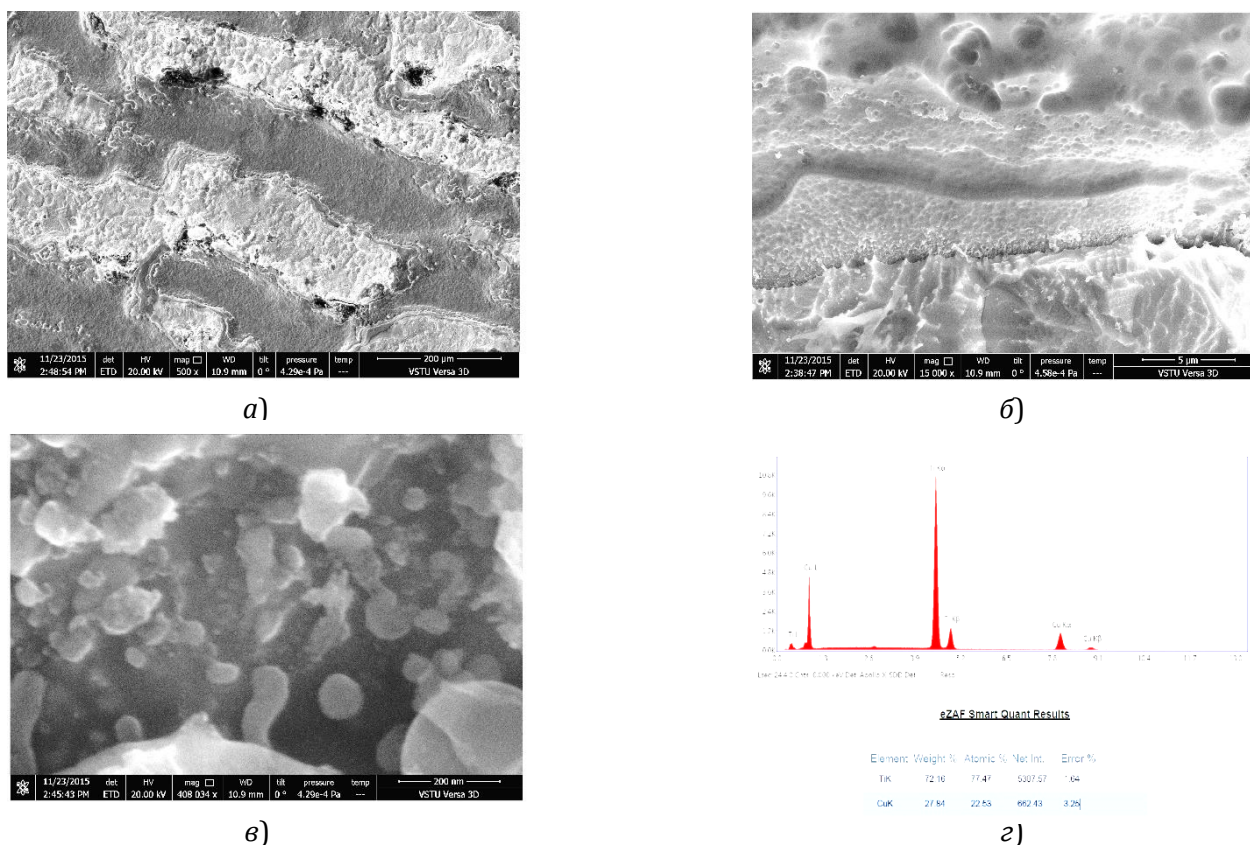


Рис. 3. Квазиволнообразная поверхность соединения медь-титан, полученного по режиму 2, продольное сечение:

а – полосы меди и тантала; *б* – зона расплава; *в* – интерметаллиды в зоне расплава; *г* – результаты энергодисперсионного анализа зоны расплава

сравнению с рис. 2, *а*) исследуемой зоны позволяет установить, что локальные зоны заполнены переплавленной закристаллизовавшейся медью (рис. 2, *а*), содержащей, в отличие от соединений медь-тантал [6], частицы интерметаллидов.

Анализ дифрактограммы для соединения, полученного по режиму 4, позволил при идентификации соответствующих линий выявить кроме меди и титана соединение, близкое по стехиометрическому составу интерметаллиду Cu_3Ti (рис. 2, *г*). Подобная структура зоны локального расплавления наблюдалась для соединения алюминий-тантал, также имеющих ограниченную растворимость [7]. В этом случае наблюдался расплавленный и закристаллизовавшийся алюминий, содержащий частицы интерметаллида Al_3Ta . Сравнивая структуры соеди-

нений медь-тантал [6] и медь-титан (рис. 2, *б*), можно заключить, что, не смотря на различную растворимость исходных элементов, образование вихрей наблюдается в обоих случаях.

Для соединения, полученного по режиму 2, в продольном сечении (рис. 3, *а*) характерна квазиволнообразная поверхность [8]. При большем увеличении обнаружена зона локального расплавления (рис. 3, *б*), что подтверждает с высокой достоверностью энергодисперсионный анализ (рис. 3, *г*). Размер анализируемой зоны имел несопоставимо меньшие размеры по сравнению с соединением, полученным по режиму 4. Подобная трансформация и эволюция структуры хорошо соотносятся с начальными условиями (рис. 1), так как более низкие по энергии начальные условия приводят к появле-

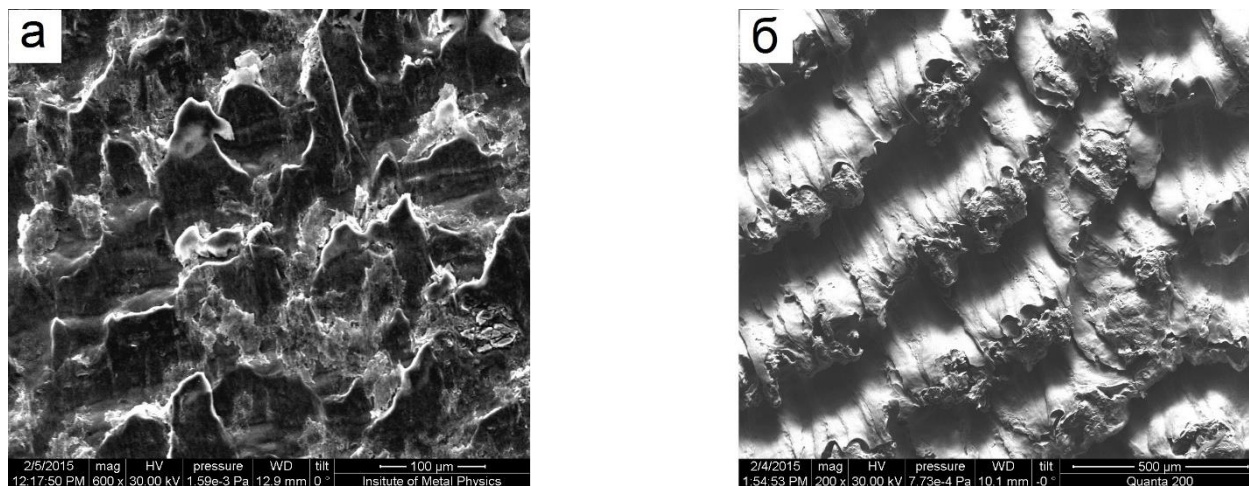


Рис. 4. Медь-титан, типичные структуры поверхности раздела:

a – всплески в соединении, полученном по режиму 1'; *б* – волна в виде плотной упаковки выступов в соединении, полученном по режиму 3

нию меньших по размеру зон расплава. При большем увеличении внутри исследуемой зоны расплава, как и для соединения, полученного по режиму 4, выявлены интерметаллиды (рис. 3, в).

Режимы 5 и 5' являются, в какой-то степени, исключением среди исследованных режимов сварки. Так, поперечное сечение поверхности раздела (медь не удалена травлением) содержит для соединения, полученного по режиму 5', достаточно ровный и гладкий участок поверхности. Отсутствие прочного соединения меди с титаном, подтверждаемое самопроизвольным разделением слоев при полировке образцов, позволяет предположить, что режим 5' оказался ниже нижней границы свариваемости. Режим 5 попадает в область несколько выше нижней границы, хотя и находится вблизи нее.

Таким образом, нижняя граница «окна свариваемости» на плоскости угол соударения – скорость контакта (рис. 1, а) проходит между точками, соответствующими режимам 5 и 5'. Это дает основание предполагать, что далее, при уменьшении скорости V_k , указанная кривая уходит круто вверх, поскольку при режимах 1' и 2' наблюдаются всплес-

ки, которые являются свидетелями плоского характера поверхности раздела.

Зоны локального расплавления не обнаружены после удаления травлением меди, выявленные типичные структуры поверхности титана представлены на рис. 3, при анализе которого наблюдаются как плоские, так и волнообразные поверхности титана. Для соединений 1' и 2', имеющих плоскую поверхность титана, наблюдались всплески (рис. 4, а) по аналогии всплескам, наблюдаемым на поверхности воды, а также схожие с всплесками, которые ранее наблюдались в соединении медь-тантал [7].

В процессе сварки взрывом образование выступов и образование интерметаллидов происходят не одновременно. Бездиффузионное образование выступов и зон локального расплавления происходит во время интенсивной пластической деформации при СВ, а образование же интерметаллидов – происходит при остаточных температурах и напряжениях [1].

Для соединений медь-тантал [9] на волнообразной поверхности при вытравленной меди наблюдались чистые волны, для соединений медь-титан рельеф иной: выступы сомкнулись, но не исчезли. Мы полагаем, что

это обусловлено наличием интерметаллидов на поверхности выступов, которые мешают выступам сомкнуться. Даже для режима 3, когда волны наиболее совершенны, они имеют ту же внутреннюю структуру. На рис. 4, б видны плотно прижатые друг к другу сильно изрезанные выступы.

Образование интерметаллидов определяет основную особенность волн при наличии взаимной растворимости: волны состоят из выступов. Более того, при любом из используемых режимов волна представляет собой плотную упаковку выступов. Рис. 4, б может служить доказательством самоорганизации выступов, как способа формирования волн.

ВЫВОДЫ

1. Для поверхности соединения медь-титан обнаружены выступы в форме всплесков на плоской поверхности титана, подобные наблюдаемым для соединений медь-тантал.

2. Для волнообразной границы обнаружена необычная форма поверхности: волна представляет собой плотную упаковку выступов, что, предположительно, является следствием появления интерметаллидов в системе. Такая структура может служить прямым доказательством самоорганизации выступов как способа формирования волн.

3. Обнаружена вихревая структура зон локального расплавления для соединений медь-титан. Подобное поведение зоны пе-

ремешивания наблюдалась и для других соединений, например, для системы медь-тантал. Можно считать, что отсутствие или существование взаимной растворимости не влияет на появление вихревых участков.

Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение, 2005. – 544 с.
2. Кобелев, А. Г. Производство металлических слоистых композиционных материалов / А.Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев, А. А. Быков, В. П. Востриков. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 496 с.
3. Шморгун, В. Г. Формирование покрытий на основе купридов титана на поверхности меди при контактом плавлении / В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов // *Металлург.* – 2015. – № 10. – С. 88-92.
4. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун. – Волгоград: ВолГТУ, 1999. – 190 с.
5. Лякишев, Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник в 3т. / Н. П. Лякишев. – Москва: Машиностроение, 1996. – 992 с.
6. Гринберг, Б. А. Эволюция поверхности раздела при сварке взрывом: переходы от всплесков к волнам / Б. А. Гринберг, М. А. Иванов, А. В. Иноземцев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, М. С. Пушкин М. – *Известия РАН. серия физическая.* – 2015. – том 79, № 9. – С. 1265-1268.
7. Волкова, А. Ю. Электронно-микроскопическое исследование зоны перемешивания биметаллических соединений алюминий-тантал (сварка взрывом) / А. Ю. Волкова, Б. А. Гринберг, О. А. Елкина, О. В. Антонова, А. В. Иноземцев, А. В. Плотников, В. Е. Кожевников. – *ФММ.* – 2014. – Т. 115. №4. – С. 406-418.
8. Greenberg, B. A. Interface relief upon explosion welding: Splashes and Waves / B. A. Greenberg, M. A. Ivanov, A. V. Inozemtsev, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, A. M Vlasova, and M. S. Pushkin // *The Physics of Metals and Metallography.* – 2015. – Vol. 116, No. 4. – Pp, 367-377.
9. Greenberg, B. A. Copper-tantalum joints and their role in the construction of the wall of a chemical reactor (explosive welding) / B. A. Greenberg, M. A. Ivanov, A. M. Patselov, A. V. Inozemtsev, M. S. Pushkin, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak // Chapter in the book "Tantalum: Geochemistry, Production and Potential Applications". USA, NY: Nova Science Publishers, Inc., 2015.

Работа выполнена в рамках Комплексной программы Уральского Отделения РАН, проект № 15-17-2-18 и по программе государственного задания ФАНО России (тема "Деформация", № 01201463327)

УДК 62-419.5: 620.172.224:519.876.5

Л. М. Гуревич, д-р техн. наук, Ю. П. Трыков, д-р техн. наук, Р. Е. Новиков, аспирант

ПРОЧНОСТЬ СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ ТРУБЧАТЫХ ПЕРЕХОДНИКОВ ИЗ ЧЕТЫРЕХСЛОЙНЫХ ТИТАНО-СТАЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ С МЯГКИМИ ПРОСЛОЙКАМИ РАЗЛИЧНОЙ ТОЛЩИНЫ

Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

Проведено 3D моделирование методом конечных элементов с помощью пакета SIMULIA/Abaqus поведения трубчатого переходника из четырехслойного титаностального композита VT6+ниобий ВН2+медь М1+сталь 12Х18Н10Т при растяжении. Построены диаграмма «напряжение-деформация» для переходников с различными толщинами медной и ниобиевой прослоек. Показаны различия в деформации медной и ниобиевой прослоек на наружной и внешней поверхностях переходника.

Ключевые слова: титан, сталь, медная прослойка, ниобиевая прослойка, растяжение, деформация, моделирование, метод конечных элементов

L. M. Gurevich, Y. P. Trykov, R. E. Novikov

INVESTIGATION ON THE STRENGTH OF EXPLOSION WELDED LAMINATED 4-LAYERD TI/STEEL PIPES WITH SOFT INTERLAYERS OF VARIOUS THICKNESS

Volgograd State Technical University, mv@vstu.ru

3D finite element modeling package using SIMULIA / Abaqus behavior tubular adapter of a four titanium-steel composite titanium+niobium + copper + steel A306 under axial extension. Chart "stress-strain" for adapters with different thicknesses of the copper and niobium layers built. The differences in the deformation of niobium and copper layers on the outer surfaces of the adapter and external displays.

Keywords: titanium, steel, copper layer, a layer of niobium, extension, distortion, simulation, finite element method

В Волгоградском государственном техническом университете для работающих при температуре свыше 600 °С деталей ядерной энергетики, ракетно-космической и криогенной техники было предложено использование титано-стальных переходников с промежуточной медно-ниобиевой прослойкой, исключающей или уменьшающей интенсивность диффузионных процессов и формирование хрупких интерметаллидных прослоек и гряды карбидов титана [1, 2]. Мягкие прослойки несколько снижают прочность композита в направлении нормальном границе раздела слоев, но уменьшение толщины Cu из-за эффекта контактного упрочнения [3, 4] позволяет достичь равнопрочность соединения титановым и стальным слоям и значительно повысить деформационную способность соединения. Повышение быстродействия компьютерной

© Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, Р. Е. Новиков, 2015

техники в последние годы позволило использовать для 2D моделирования поведения многослойного титано-стального композита пакет компьютерных программ SIMULIA/ABAQUS компании Abaqus, Inc. (USA) [5] и провести верификацию моделирования по ранее полученным результатам испытания цилиндрических образцов титано-стального композита [6].

Целью настоящей работы было объемное моделирование методом конечных элементов поведения трубчатых переходников из четырехслойного титаностального композиционного материала с ниобиевой прослойкой толщинами 1 и 0,5 мм и переменной толщины медной прослойкой при растяжении.

Моделирование процесса одноосного растяжения трубчатого образца (наружный диаметр Ø 10 мм, диаметр отверстия Ø 5 мм)

из четырехслойного титано-стального композита ВТ6 + ниобий ВН2 + медь М1 + сталь 12Х18Н10Т методом конечных элементов проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Прочность связей между слоями соответствовала прочности менее прочного элемента пары. Для обеспечения необходимой точности расчетов вдоль периметра внешней и внут-

ренней цилиндрической поверхности укладывалось 125 ячеек конечно-элементной сетки, а вдоль оси мягких прослоек укладывалось их 10 слоев. Толщина прослойки Cu варьировалась от 0,125 до 2 мм при толщинах ниобия 0,5 и 1 мм. Упрочнение ниобия в процессе пластического деформирования учитывали по кривым упрочняемости при различных температурах [7], а для других материалов по модели пластичности Джонсона-Кука [8]:

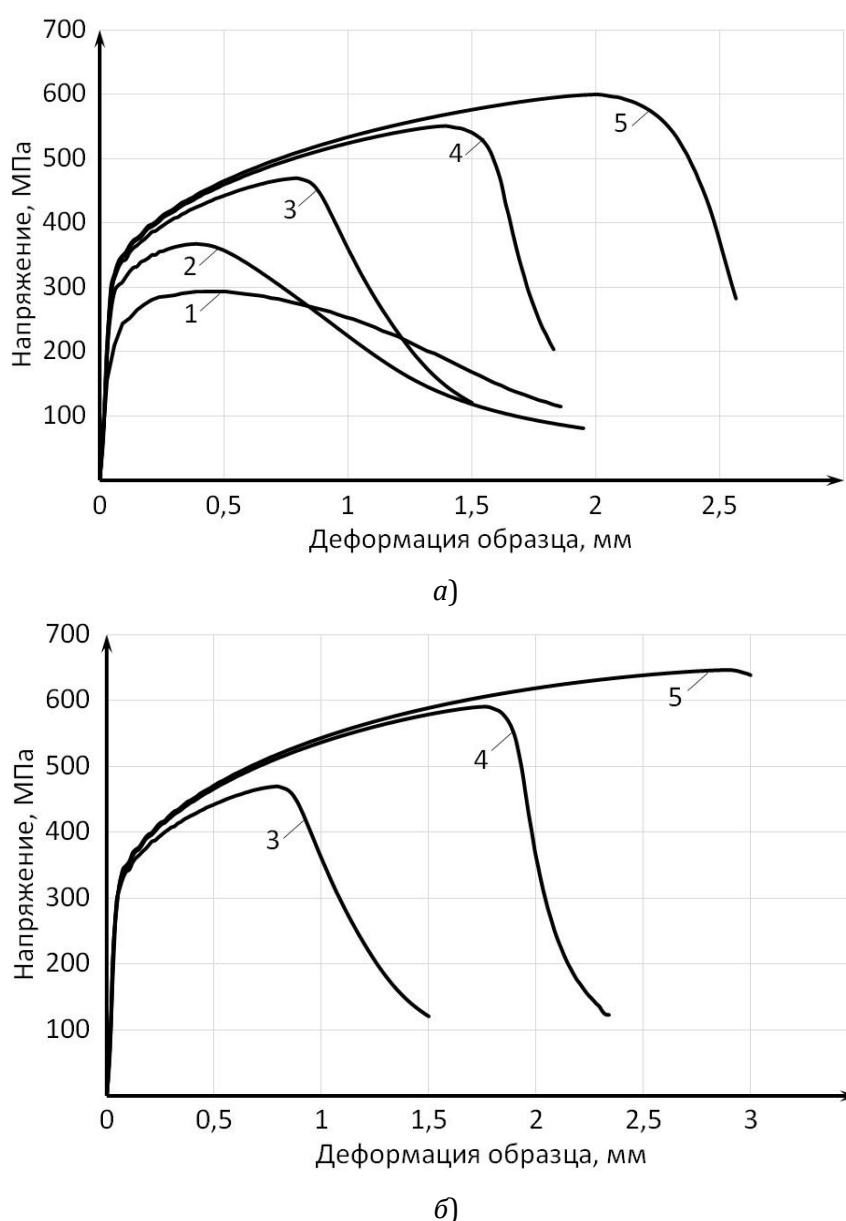


Рис. 1. Расчетные диаграммы растяжения для композита ВТ6+ВН2+М1+12Х18Н10Т с толщинах ниобия 1,0 мм (а) и 0,5 мм (б) для различных толщин медной прослойки: 1 – 2 мм; 2 – 1 мм; 3 – 0,5 мм; 4 – 0,25 мм; 5 – 0,125 мм

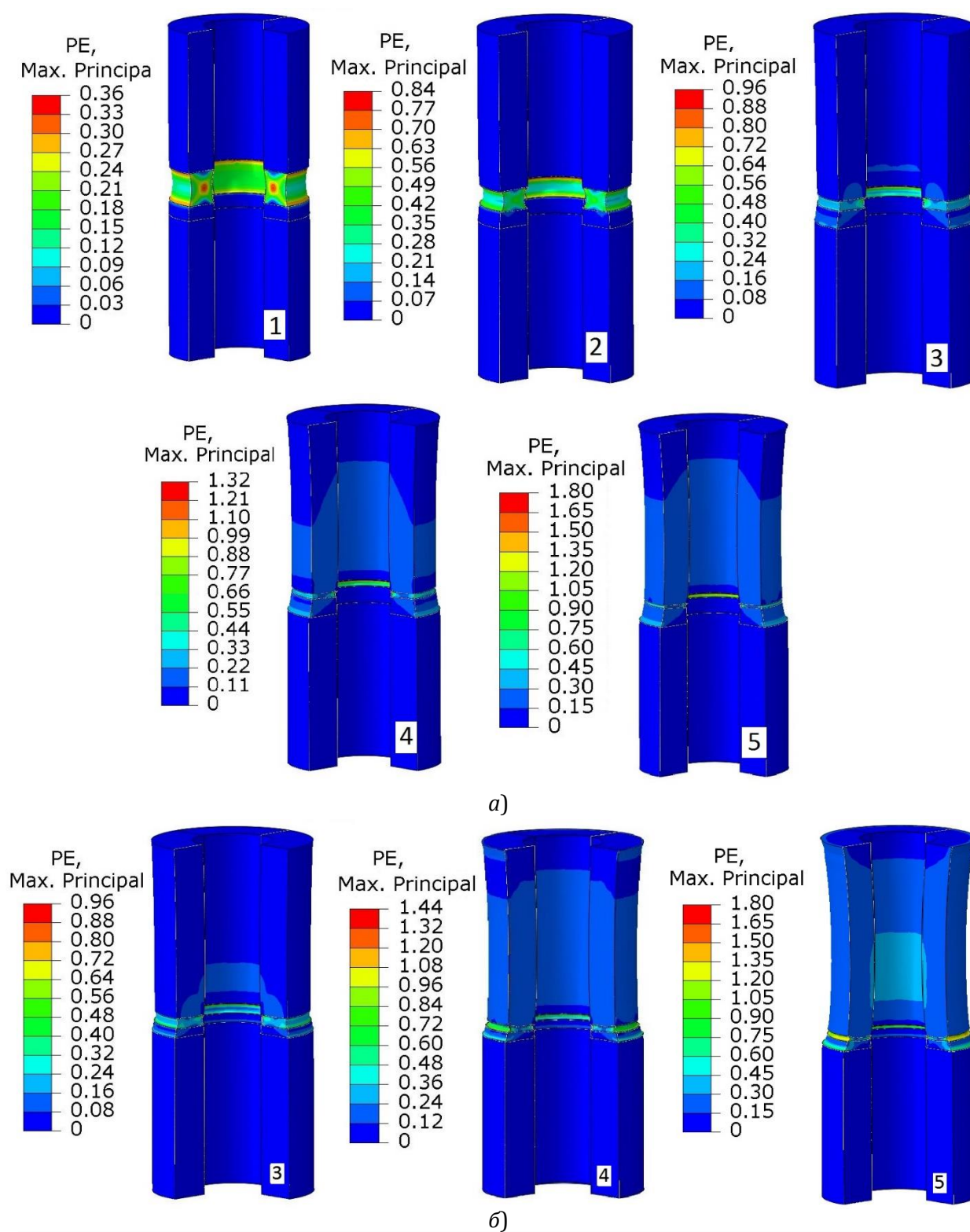


Рис. 2. Изменение характера распределения напряжений Мизеса в основных слоях и мягких прослойках в композите ВТ6+ВН2+М1+12Х18Н10Т в момент достижения максимальных значений растягивающих напряжений при толщинах ниобия 1,0 (а) и 0,6 мм (б) для толщин Си:

1 – 2 мм; 2 – 1 мм; 3 – 0,5 мм; 4 – 0,25 мм; 5 – 0,125 мм

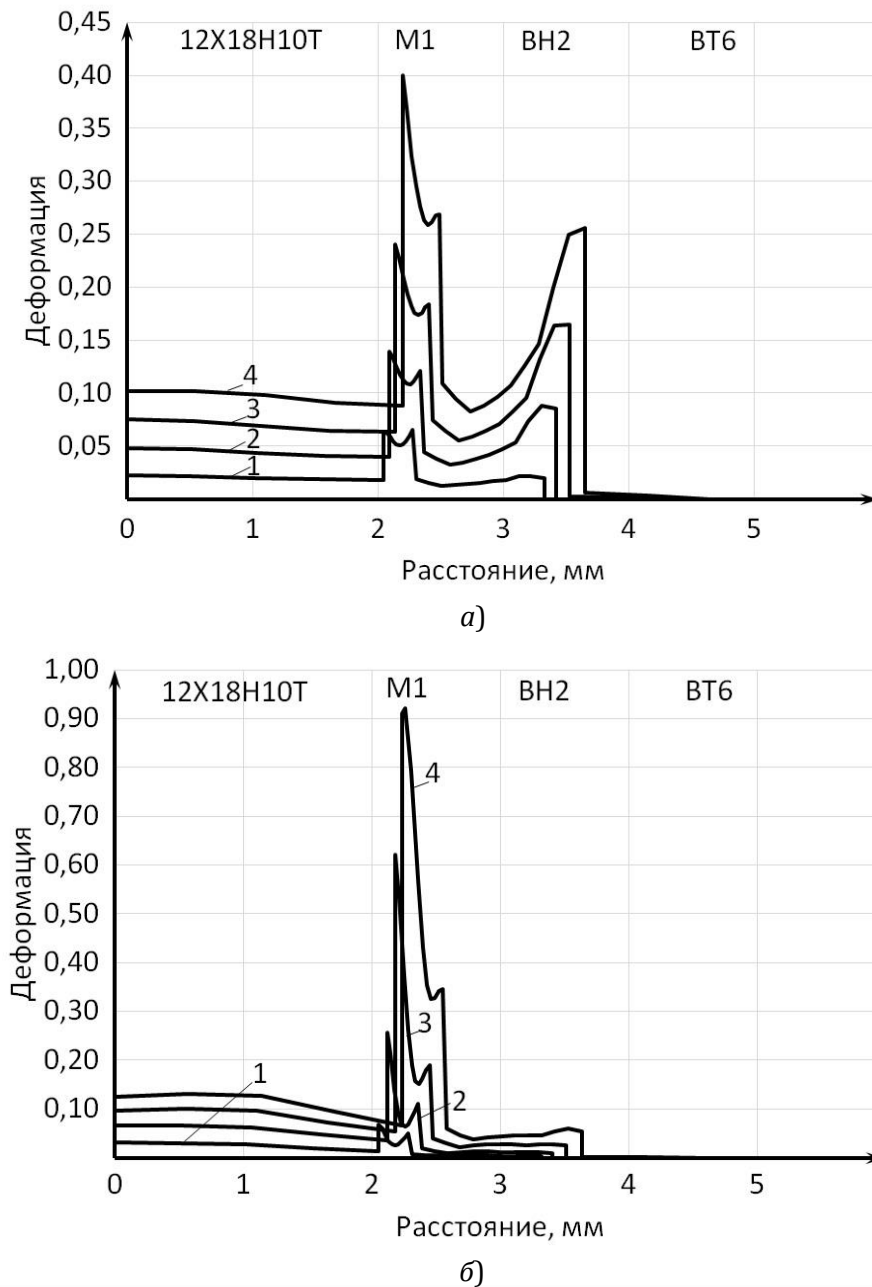


Рис. 3. Расчетная диаграмма распределения деформации ячеек вдоль оси образца в слоях композита VT6+VN2+M1+12X18H10T на наружной (а) и внутренней (б) поверхностях трубчатого переходника при толщинах ниобия 1,0 мм и меди 0,25 мм: 1 – деформация образца 0,3 мм, 2 – 0,6 мм, 3 – 0,9 мм, 4 – 1,2 мм

$$\sigma_Y = (A + B\varepsilon_p^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p^n}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right],$$
 где ε_p – эффективная пластическая деформация; T_m – температура плавления; T_r – комнатная температура; A – предел текучести неупрочненного материала, B – коэффициент упрочнения при деформировании, C – коэффициент зависимости упрочнения от скорости деформирования, n , m , ε_0 – пара-

метры модели; $\dot{\varepsilon}_0$ и $\dot{\varepsilon}_p$ – первые производные по времени величин ε_0 и ε_p .

Используемые при расчете значения параметров уравнения пластичности Джонсона-Кука для выбранных материалов приведены в таблице.

Полученные при моделировании кривые «напряжения–деформация» $\sigma = f(\varepsilon)$ при рас-

Использованные коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука [9, 10]

Материал	Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука [8]						
	A, МПа	B, МПа	m	n	$\dot{\epsilon}_0$, сек ⁻¹	T_m , К	T_r , К
Медь [8]	90	292	1,09	0,31	1	1356	293
Сталь 12X18H10T [9]	305	1161	0,517	0,61	1	1773	293
Титановый сплав ВТ6 [10]	968	380	0,577	0,421	1	1940	293

тяжении трубчатых образцов композита ВТ6 + ниобий ВН2 + медь М1 + сталь 12Х18Н10Т с различными толщинами медной прослойки приведены на рис. 1. При толщине ниобия 1 мм во всей моделируемой области толщин Си разрушение композита происходило по медной прослойке. Уменьшение толщины медной прослойки позволяло вовлечь в деформацию слой аустенитной стали, наиболее заметную при толщинах меди 0,5 ... 0,125 мм (рис. 2). Это приводило к увеличению деформационной способности всего композита и росту максимально допустимого растягивающего напряжения. Уменьшение толщины ниобиевой прослойки до 0,5 мм заметно позволило поднять прочность и деформационную способность только у композита с толщиной медной прослойки 0,125 мм (рис. 1, б). Максимальные эквивалентные напряжения Мизеса при обоих моделированных толщинах ниобиевой прослойки возникали при растяжении в титановом слое вблизи линии соединения с ниобием вблизи наружной цилиндрической поверхности. При сопоставимых деформациях образцов рост толщины медной прослойки приводил к снижению напряжений в титане.

Распределение деформации ячеек всех слоев композита на наружной и внутренних поверхностях вдоль оси образца с толщиной медной прослойки 0,25 мм при различных

величинах общей деформации показаны на рис. 3. На внешней поверхности трубчатого переходника деформации медной и ниобиевой прослойки близки, кроме того в деформацию активно включился и слой стали. На внутренней поверхности деформируется в основном медная прослойка (при одинаковых деформациях образца изменение размеров медной прослойки на наружной поверхности в два раза меньше, чем на внутренней). На внутренней поверхности деформация ниобия практически не происходит.

Полученные результаты математического моделирования показывают сложное влияние толщины технологической прослойки ниобия в четырехслойном композите ВТ6+ВН2+М1+12Х18Н10Т наиболее сильно сказывающееся при небольших толщинах медной прослойки.

ВЫВОДЫ

1. Методами конечно-элементного моделирования подтверждено, что уменьшение толщины ниобиевой прослойки в трубчатом образце из четырехслойного композита ВТ6+ВН2+ М1+12Х18Н10Т позволяет повысить его прочность при толщине меди менее 0,25 мм и увеличить допустимые величины деформации. Рост толщины прослойки М1 практически устраняет влияние ниобиевой прослойки на поведение композита при силовом воздействии.

2. Уменьшение толщины медной прослойки позволяет вовлечь в деформацию и слоя аустенитной стали. При этом деформация меди вблизи наружных и внутренних поверхностей трубчатого переходника значительно разнятся.

Библиографический список

1. Трыков, Ю. П. Титаностальные композиты и соединения: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – 344 с.
2. Трыков, Ю. П. Расчет прочности сваренных взрывом композиционных соединений с механически неоднородными мягкими прослойками / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Ю. Н. Кусков, О. С. Киселев, А. И. Богданов // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 3. – С. 11–14.
3. Трыков Ю. П. Композиционные переходники: монография / Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Проничев Д.В.; ВолгГТУ. - Волгоград: РПК "Политехник", 2007. - 328 с.
4. Трыков, Ю. П. Прочность свариваемых взрывом соединений с композитными прослойками / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Ю. Н. Кусков, Д. С. Самарский, О. С. Киселев, А. И. Богданов // Конструкции из композиционных материалов. – 2009. – Вып. 4. – С. 17–25.
5. Гуревич, Л. М. Моделирование контактного упрочнения титаностального композита с мягкой прослойкой / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, А. А. Голик // Известия Волгоградского государственного технического университета. Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». Вып. 9 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – № 9 (136). – С. 68-72.
6. Исследование кинетики деформации и разрушения сваренных взрывом четырехслойных титаностальных композитов / Ю. П. Трыков, В. П. Белоусов, Л. М. Гуревич, В. Д. Рогозин, С. П. Писарев // Деформация и разрушение материалов. – 2007. – № 8. – С. 31-37.
7. Sia Nemat-Nasser Flow stress of commercially pure niobium over a broad range of temperatures and strain rates / Sia Nemat-Nasser, Weiguo Guo // Materials Science and Engineering A284 (2000) Pp.202–210
8. Johnson, G. R. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures / G. R. Johnson, W. H. Cook // Proceedings of the 7th Int. Symp. on Ballistics. — 1983. – Pp.541-547.
9. Chandrasekaran, R. Modelling of material flow stress in chip formation process from orthogonal milling and split Hopkinson bar tests / R. Chandrasekaran, M'Saoubi, H. Chazal Machining Science and Technology 9 (2005) Pp.131-145.
10. Li, L A FEA study on mechanisms of saw-tooth chip deformation in high speed cutting of Ti-6Al-4V alloy / L. Li, N. He. — Fifth International Conference on High Speed Machining (HSM), Metz, France, 14-16 March 2006, Pp. 759-767.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №14-19-00418) грант № 14-29-00158.

УДК 621.762.4.04

*А. В. Крохалев, канд. техн. наук, В. О. Харламов, канд. техн. наук,
М. А. Тупицин, аспирант, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, чл.-корр. РАН*

ОЦЕНКА РАЗМЕРОВ КАРБИДНЫХ ЧАСТИЦ И СТЕПЕНИ ИХ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЗРЫВНОМ ПЛАКИРОВАНИИ ЗАГОТОВОК ПОРОШКОВЫМИ ТВЕРДЫМИ СПЛАВАМИ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Рассмотрена методика косвенного измерения размера и степени деформации карбидных частиц в твердых сплавах, полученных взрывным методом, основанная на модельных представлениях о строении карбидного скелета сплавов.

Ключевые слова: твердый сплав, удельный объем, относительная удельная поверхность, диаметр частиц, степень деформации частиц

A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, M. A. Tupitsin, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak

ASSESSMENT OF THE SIZES OF CARBIDE PARTICLES AND EXTENT OF THEIR DEFORMATION AT EXPLOSIVE CLADDING OF PREPARATIONS BY POWDER FIRM ALLOYS

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The technique of indirect measurement of size and deformation degree carbide of particles in the firm alloys received by an explosive method, based on modeling representations about a structure carbide a skeleton of alloys is considered.

Keywords: firm alloy, specific volume, relative specific surface, true diameter of particles, degree of deformation of particles

В настоящее время наблюдается устойчивая тенденция к расширению использования для получения твердых сплавов и покрытий из смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами взрывного нагружения [1], обеспечивающего возможность консолидации порошкового материала (то есть уплотнения и формирования прочных границ между его частицами) на стадии прессования [2, 3]. Особый интерес к данному методу связан прежде всего с тем, что он позволяет исключить спекание из технологического цикла получения заготовок деталей и использовать нетрадиционные металлические связки (такие, как титан), что в ряде случаев существенно улучшает служебные (например, триботехнические [4, 5]) характеристики покрытий.

Свойства твердых сплавов зависят, однако, не только от их фазового состава, но и от количества и размера зерна карбидной фазы в их структуре. При этом тот или иной вы-

бор дисперсности исходного порошка используемого карбида заранее не очевиден из-за существующей при взрывной обработке возможности дробления его частиц [6].

В этой связи целью настоящей работы было изучение размерных характеристик карбидов в структуре твердых сплавов, полученных взрывом, и их связи с дисперсностью исходного порошка карбида, используемого для их изготовления.

В качестве объекта исследования были выбраны твердые сплавы карбида хрома Cr_3C_2 с титаном. Весовое содержание связки в порошковых смесях принимали равным 14, 22, 31 и 40%, что соответствовало ее объемному содержанию 20, 30, 40 и 50%. Взрывное нагружение смесей осуществлялось на стальном основании накладным зарядом взрывчатого вещества через промежуточную прокладку [1, 2]. Расчет параметров сжатия проводился методом (p, u) -диаграмм, основанном на поэтапном определении ха-

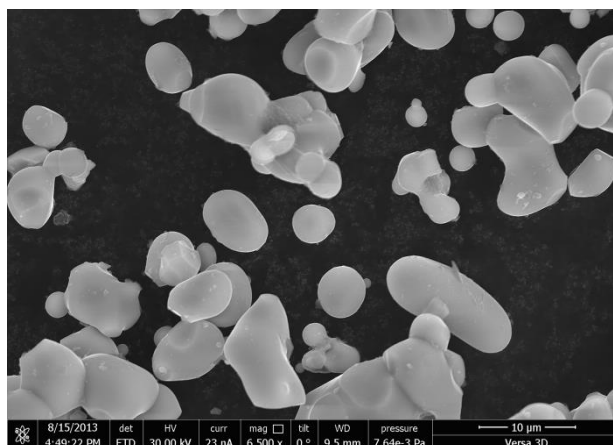


Рис. 1. Вид частиц карбида хрома в исходном состоянии, РЭМ

рактических падающих и отраженных волн путем анализа пересечений ударных адиабат прокладки, порошка, основания и продуктов детонации в координатах «давление – массовая скорость» [7].

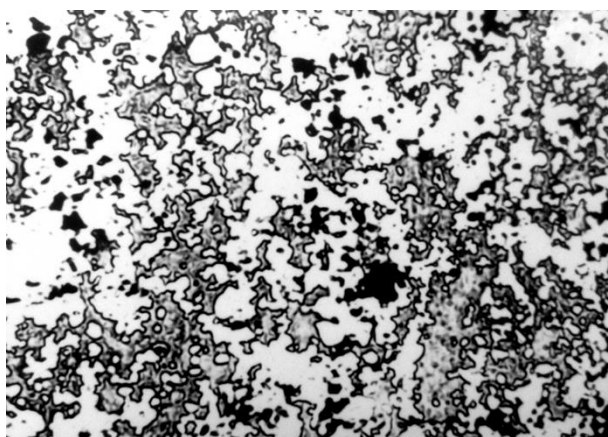
Микроструктура исходных порошков и полученных с использованием взрыва спрессованных материалов изучалась средствами оптической (Carl Zeiss Axiovert) и растровой электронной (Versa 3D LowVac) микроскопии.

Исследования показали, что для частиц исходного порошка карбида хрома характерна преимущественно округлая форма. В некоторых случаях можно наблюдать сростки частиц, образованные, по-видимому, в процессе получения порошка (рис. 1).

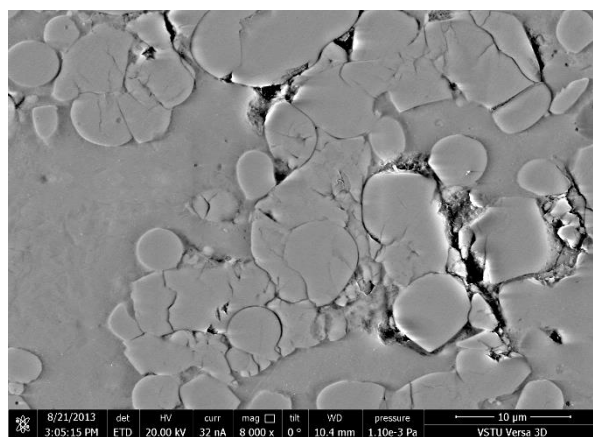
Вид микроструктуры готовых материалов (рис. 2) свидетельствует о том, что при формировании твердых сплавов из порошков округлая форма карбидных частиц сохраняется и они образуют конгломераты частиц, между которыми располагаются металлическая связка и отдельные поры.

Обычно содержание и дисперсность карбидной фазы в структуре материалов характеризуют удельным объемом V и величиной относительной удельной поверхности $\left(\frac{S}{V}\right)$. Для измерения этих характеристик чаще всего применяют методы количественной металлографии: линейный метод и метод случайных секущих [8].

Влияние максимального давления удар-



а)



б)

Рис. 2. Структура материалов системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, полученных взрывом: а – оптическая микроскопия, $\times 200$; б – шлиф без травления, РЭМ

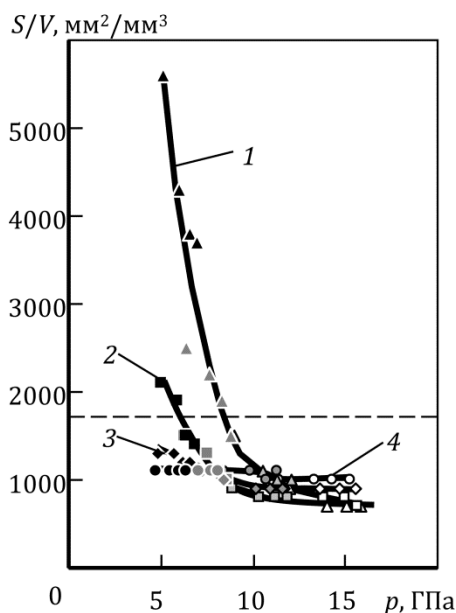


Рис. 3. Влияние давления p на относительную удельную поверхность (S/V) карбидной фазы в сплавах с различным содержанием титана:

1 ... 4 – соответственно 20, 30, 40 и 50 % Ti; ----- – исходное значение

но-волнового сжатия на величину $\left(\frac{S}{V}\right)$ исследованных порошковых сплавов Cr_3C_2 с различным содержанием титана представлено на рис. 3. Приведенные на нем данные свидетельствуют, что для всех исследованных составов увеличение интенсивности нагружения (максимального давления ударно-волнового сжатия p) приводит к уменьшению относительной удельной поверхности карбидной фазы, что означает увеличение среднего размера (средней длины случайной хорды [8]) \bar{h} ее включений в структуре сплавов.

Поскольку химическое взаимодействие между компонентами исходной порошковой смеси и соответствующий рост или растворение карбидной фазы в данном случае отсутствуют [1, 2], то единственной причиной этого может быть обнаруженное при изучении структуры сплавов образование конгломератов карбидных частиц.

Сравнение значений относительной удельной поверхности карбидной фазы в готовых твердых сплавах с относительной

удельной поверхностью частиц исходного порошка карбида хрома (горизонтальная пунктирная линия на рис. 3), измеренной на его псевдосплавах [8] с норакрилом, показывает, что в случае использования 30 и 20 % титановой связки величина $\left(\frac{S}{V}\right)$ может принимать значения как большие, так и меньшие, чем у исходного порошка карбида хрома. Это свидетельствует о протекании в той или иной степени дробления карбидных частиц по крайней мере на режимах с давлением ударного сжатия менее 6...8 ГПа (и расчетной температурой разогрева порошка в ударных волнах менее 400 °С). Ответить на вопрос о том, протекает ли этот процесс на режимах, обеспечивающих более высокие значения давления и больший разогрев порошковой смеси (а именно такие режимы используются при получении твердых сплавов взрывом [1, 2]), основываясь на результатах замеров $\left(\frac{S}{V}\right)$, невозможно, так как относительная удельная поверхность является интегральной характеристикой, чувстви-

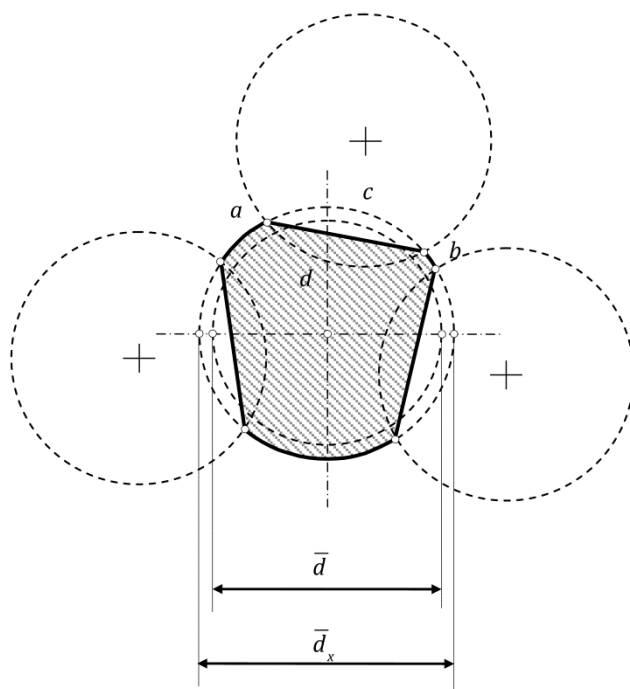


Рис. 4. Геометрическая модель карбидного скелета твердого сплава

тельной и к измельчению частиц и к образованию их конгломератов.

В этой связи для оценки истинного размера частиц карбидной фазы нами был использован расчетный метод, основанный на модельных представлениях о геометрическом строении карбидного скелета сплавов.

С учетом исходной формы частиц Cr_3C_2 (рис. 1) и общего вида конгломератов частиц карбидной фазы на поверхности шлифов твердых сплавов после взрывной обработки (рис. 2) для этой модели было использовано сферическое приближение формы. Было предположено, что образующаяся в результате взрывного прессования структура карбидного скелета имеет вид частично перекрывающихся сфер диаметром \bar{d}_x , центры которых располагаются в пространстве случайным образом, причем так, что удельный объем и относительная удельная поверхность этой идеализированной конструкции равна удельному объему V и относительной удельной поверхности $\left(\frac{S}{V}\right)$ кар-

бидной фазы реального твердого сплава (рис. 4).

Подобные предположения позволяют [9] вычислить средний размер одной карбидной частицы в сферическом приближении \bar{d} как:

$$\bar{d} = 6 \frac{1-V}{\left(\frac{S}{V}\right)} \left(1 - \frac{V}{2}\right)^{-\frac{2}{3}} \quad (1)$$

Следует отметить, что рассмотренные модельные представления о строении карбидного скелета твердых сплавов могут быть положены в основу количественной оценки пластической деформации карбидных частиц при взрывном компактировании.

В самом деле, при их смятии участки поверхности первоначально сферических частиц диаметром \bar{h} , лежащие вне контактных площадок, будут оттесняться в межчастичное пространство. И если предположить, что форма этих участков остается сферической, то перемещение их происходит в радиальном направлении и может служить количе-

Условия получения и характеристики структуры и дисперсности карбидной фазы сплавов системы Cr₃C₂-Ti, полученных взрывом

Содержание связки, %	Параметры сжатия		Относительная плотность материала	Характеристики структуры		Средний размер конгломератов карбидных частиц, \bar{h} , мкм	Средний диаметр карбидных частиц \bar{d} , мкм	Средняя степень деформации карбидных частиц, e , %
	Максимальное давление, ГПа	Температура разогрева, °С		Удельный объем карбидной фазы, V , %	Относительная удельная поверхность карбидной фазы, $\left(\frac{S}{V}\right)$, мм ² /мм ³			
14	15,8	710	0,92	74	700	5,7	3,1	15,3
22	13,9	730	0,95	67	800	5,0	3,3	13,5
31	11,7	750	0,96	58	900	4,4	3,6	11,3
40	11,3	720	0,97	49	1100	3,6	3,4	9,3
Исходный порошок карбида хрома Cr ₃ C ₂					1700	-	3,5	-

ственной мерой деформации частиц, подобно тому, как при растяжении этой мерой служит относительное удлинение, при изгибе – стрела прогиба, а при кручении – угол скручивания.

Величина деформации в этом случае будет выражаться формулой:

$$e = \ln \frac{\bar{d}_x}{\bar{d}}, \quad (2)$$

которая с учетом (1) может быть преобразована к виду [9]:

$$e = -\frac{1}{3} \ln \left(1 - \frac{V}{2}\right). \quad (3)$$

Результаты расчетов для сплавов на основе Cr₃C₂ с различным содержанием металлической связки представлены в таблице.

Анализ приведенных в ней данных показывает, что средний диаметр карбидных ча-

стиц в составе их конгломератов практически не отличается от среднего диаметра исходных частиц карбида хрома, что свидетельствует об отсутствии дробления последних на режимах, обеспечивающих получение порошковых сплавов с плотностью, близкой к плотности монолита.

ВЫВОДЫ

1. Показано, что дисперсность карбидной фазы в порошковых твердых сплавах, полученных взрывом, отличается от дисперсности порошка исходного карбида вследствие возможности протекания как процессов дробления карбидных частиц, так и процессов образования их конгломератов.

2. Установлено, что на режимах нагружения, используемых для получения твер-

дых сплавов на стадии прессования, дробления карбидных частиц не происходит и средний размер карбидного зерна сплавов соответствует среднему размеру частиц карбидной фазы в исходной смеси порошков.

Библиографический список

1. Технология взрывного плакирования заготовок твердыми сплавами / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк, К. В. Приходьков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Вестник машиностроения. – 2013. – № 11. – С. 45-48.
2. Закономерности формирования твердых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – № 1. – С. 32-37.
3. Строение границ в композиционных материалах, полученных с использованием взрывного нагружения / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. В. Крохалев, Б. А. Гринберг // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т. 114, № 11. – С. 1026.
4. Оптимизация составов порошковых твердых сплавов, используемых в подшипниках скольжения, смазываемых водой / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк, К. В. Приходьков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Вестник машиностроения. – 2013. – № 5. – С. 42-44.
5. Исследование триботехнических свойств материалов для подшипников скольжения / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк, К. В. Приходьков, А. Н. Савкин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2013. – Т. 79, № 9. С. – 68-70.
6. Прюммер, Р. Обработка порошкообразных материалов взрывом / Р. Прюммер. – М.: Мир, 1990. – с. 87-93.
7. Компьютерный расчет параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2010. – Т. 5, № 4. – С. 110-116.
8. Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976. – 272 с.
9. Методика косвенного измерения размера и степени деформации карбидных частиц в твердых сплавах / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2011. – Т. 6, № 5. – С. 62-65.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 14-29-00158.

УДК 621.762.4.04

А. В. Крохалев, канд. техн. наук, В. О. Харламов, канд. техн. наук, М. А. Тупицин, аспирант, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, чл.-корр. РАН, Н. Н. Климентьев, магистрант

СХЕМЫ НАНЕСЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ ВЗРЫВОМ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Приведен сравнительный анализ существующих схем взрывного плакирования поверхностей порошками. Рассмотрены особенности построения, преимущества и недостатки схем.

Ключевые слова: твердый сплав, взрывное прессование, карбид хрома, титан

A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, M. A. Tupitsin, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak, N. N. Klimentyev

SCHEMES POWDER COATING BY EXPLOSION

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The comparative analysis of the existing schemes of explosive cladding of surfaces is provided by powders. Features of construction, advantage and shortcomings of schemes are considered.

Keywords: hard alloy, explosive compaction, chromium carbide, titanium

При нанесении порошковых покрытий взрывом помимо компактирования исходного порошка должна быть решена задача формирования прочного соединения между его частицами и покрываемой поверхностью. С точки зрения технологии вполне естественным является тот факт, что решение названного комплекса задач возможно осуществить за счет применения самых разнообразных схем нагружения. Исторически большинство из них были предложены и исследованы во второй половине прошлого века и являются развитием или аналогами известных схем, применяемых в других технологиях, таких как детонационно-газовое напыление, взрывное прессование порошков и сварка взрывом.

Принципиальные отличия схем взрывного нанесения порошковых покрытий (рис. 1) сводятся в основном к различному взаимному расположению взрывчатого вещества, исходного порошкового материала и покрываемой заготовки, которое, в свою очередь, приводит к реализации различного профиля ударно-волнового воздействия на обрабатываемые материалы и обуславливает как

преимущества каждой отдельно взятой схемы, так и присущие ей недостатки.

На рис. 1, а приведена схема взрывного напыления, в которой используется детонирующая смесь наносимого порошка и порошкообразного взрывчатого вещества, располагающаяся непосредственно на поверхности плакируемой заготовки (а.с. №464204, СССР, 1973 г. – здесь и далее приводится номер авторского свидетельства или патента, в котором впервые была описана рассматриваемая схема, страна и год выдачи охранного документа).

Как и при детонационно-газовом напылении, в этом случае продукты детонации разогревают частицы порошка и сообщают им скорость в направлении покрываемой подложки. Формирование покрытия осуществляется при высокоскоростном соударении разогретых частиц сначала с подложкой, а затем, по мере формирования слоя покрытия, с соединившимися с ней ранее частицами порошка. Применение конденсированных взрывчатых веществ вместо детонирующих газовых смесей позволяет существенно поднять скорость разгона частиц и,

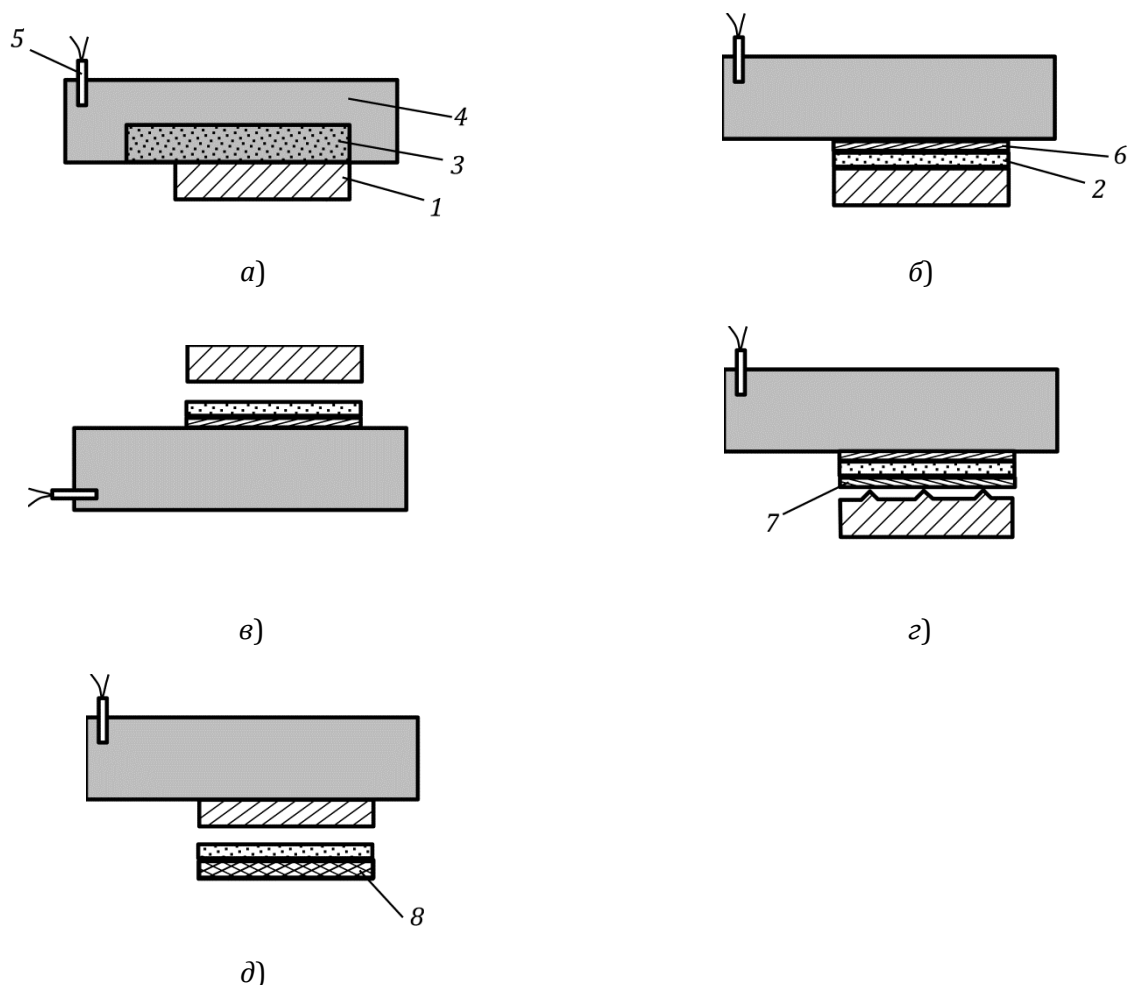


Рис. 1. Принципиальные схемы взрывного нанесения порошковых покрытий:
 1 – плакируемая заготовка; 2 – порошок; 3 – смесь порошка с взрывчатым веществом;
 4 – заряд взрывчатого вещества; 5 – электродетонатор; 6 – промежуточная прокладка;
 7 – металлическая фольга или сетка; 8 – жесткое основание

соответственно, давление соударения, а также принципиально увеличить площадь плакирования за один подрыв, но не может устранить такие существенные недостатки метода, как малая толщина получаемого в результате однократного акта детонации покрытия и низкий коэффициент использования порошка.

Указанных недостатков лишена схема взрывного нанесения порошковых покрытий, представленная на рис. 1, б и практически повторяющая схему многоволнового прессования плоских порошковых заготовок [1] с тем отличием, что вместо отражающей пластины в ней используется заготовка пла-

кируемой детали, а исходный порошок помещается непосредственно на ее поверхности и отделяется от продуктов детонации заряда взрывчатого вещества промежуточной прокладкой (пат. № 6466, Япония и № 3473943, США, 1969 г.). При использовании данной схемы нагружения, в отличие от предыдущего случая, разогрев порошкового материала осуществляется не за счет теплообмена между его частицами и продуктами детонации, а в результате общего увеличения внутренней энергии порошка в ходе его необратимого сжатия в ударных волнах. Повышение давления в наносимом материале осуществляется ступенчато вследствие от-

ражения движущейся по невозмущенному порошку ударной волны от поверхности покрываемой подложки, а затем и от промежуточной прокладки, отделяющей продукты взрыва от порошка. В случае использования для инициирования детонации заряда ВВ генераторов плоской нормально падающей детонационной волны приведенная схема позволяет реализовывать не только скользящее, но плоское нагружение порошка.

К недостаткам данной схемы нанесения порошковых покрытий взрывом следует отнести затрудненный отвод вытесняемого из порошка воздуха и неблагоприятные с точки зрения сварки взрывом условия для формирования прочного соединения между спрессованным слоем порошкового покрытия и поверхностью заготовки. Последний недостаток в ряде случаев может быть в той или иной мере сглажен путем использования подслоя из порошков металлов, легко соединяемых взрывом, таких как никель, медь и др. (пат. № 2094, Япония, 1970 г.). Однако в целом перечисленные проблемы могут быть решены лишь с использованием схем нагружения, обеспечивающих наличие зазора между слоем исходного порошка и покрываемой поверхностью.

Один из вариантов реализации подобных схем представлен на рис. 1, в. Приведенная на нем схема взрывного нанесения порошковых покрытий в принципе аналогична традиционной схеме нагружения при сварке взрывом монолитных материалов. Отличие состоит в том, что для обеспечения зазора между порошком и покрываемой заготовкой последнюю приходится размещать над слоем порошка, а сам этот слой располагать на промежуточной прокладке непосредственно на поверхности заряда взрывчатого вещества (пат. №2357329, Франция, и № 4120439, США, 1978 г.).

Преимущество рассматриваемой схемы нагружения обусловлено тем, что при ее использовании с покрываемой поверхностью соударяется уже спрессованный в пластину порошковый материал, что обеспечивает реализацию условий соединения практически таких же, как и при сварке взрывом монолитных металлов, и, соответственно, увеличение прочности сцепления покрытия с основой.

Существенным недостатком схемы является то, что при подрыве заряда ВВ покрываемая деталь движется не в грунт или основание, на котором оно расположено, а вверх, что требует принятия специальных мер безопасности.

Указанный недостаток отсутствует в схеме нанесения порошковых покрытий взрывом, приведенной на рис. 1, з (а. с. № 255705, СССР, 1970 г.). В данной схеме используется традиционное размещение элементов: плакируемая заготовка расположена снизу, слой исходного порошка, промежуточная прокладка и заряд взрывчатого вещества – сверху. Для обеспечения зазора между порошком и заготовкой его помешают на металлическую сетку с достаточным для удержания частиц порошка размером ячейки или фольгу. Величина зазора при этом может быть установлена любым из применяемых в практике сварки взрывом методов или обеспечивается зубчатой формой покрываемой поверхности, как это изображено на рисунке.

Другой вариант реализации схем с исходным зазором между порошком и плакируемой деталью представлен на рис. 1, д. В данной схеме плакирования (пат. №2061401, Франция, 1971 г.) используется метание заготовки детали продуктами детонации на порошок, расположенный на жестком основании. Поскольку соударение заготовки

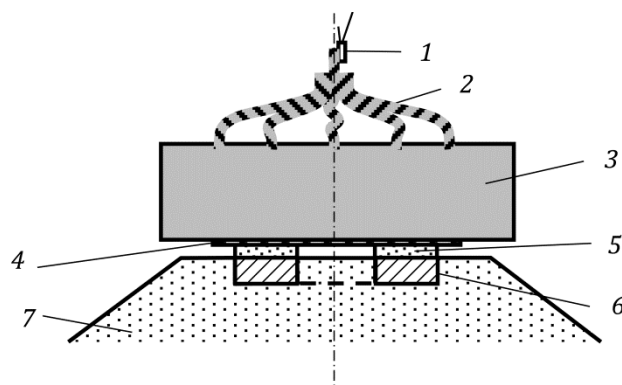


Рис. 2. Схема нанесения покрытий на поверхности трения заготовок деталей осевых подшипников:

- 1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд ВВ;
 4 – промежуточная прокладка; 5 – порошок; 6 – плакируемая заготовка;
 7 – песчаная подушка

происходит в данном случае с неуплотненным порошком, то данная схема вряд ли может быть отнесена к аналогам схем сварки взрывом. Скорее она напоминает схему прессования порошка пластиной-ударником [1]. При этом в зависимости от соотношения акустических жесткостей спрессованного в падающей ударной волне порошка и основания, на котором исходный порошок был расположен, возможна реализация как одноволнового режима прессования (при низкой акустической жесткости основания), так и многоволнового (при высокой).

Следует отметить, что принцип построения рассматриваемой схемы нанесения порошковых покрытий взрывом накладывает весьма жесткие ограничения на толщину и форму плакируемой заготовки. Реально она может быть использована только для получения покрытий на металлических листах и не обеспечивает каких-либо явных технологических преимуществ по сравнению со схемой, приведенной на рис. 1, б, за исключением несколько более благоприятных условий для отеснения воздуха от поверхности раздела покрытия с основой.

Конкретная реализация описанных принципиальных схем нанесения порошковых покрытий взрывом может быть самой разнообразной в зависимости от специфики решаемых технологических задач. Рассмотрим в качестве примера случай взрывного плакирования порошковыми антифрикционными материалами поверхностей трения деталей осевых подшипников скольжения.

В этом случае заготовки обычно имеют вид кольца, и износостойкое покрытие требуется нанести на его торцевую поверхность. Поскольку подобная форма заготовки позволяет сравнительно легко использовать для осуществления ударно-волновой обработки нагружение плоской нормально падающей волной, то для нанесения покрытия наиболее часто применяется схема, приведенная на рис. 2.

При этом для уменьшения остаточной деформации плакируемой заготовки она размещается на песчаной подушке, верхняя кромка которой располагается так, чтобы уплотненные и увлажненные песчаные массы не препятствовали выходу воздуха, скапливающегося перед фронтом движущейся

по невозмущенному порошку первой ударной волны [2], вдоль этой поверхности.

Описанная схема нагружения была апробирована для получения покрытий из твердых сплавов системы «карбид хрома – титан» и позволила при использовании 40% титановой связки (что соответствует объемному содержанию карбида хрома в структуре покрытия, равному 50%) без спекания добиться плотности покрытий на уровне

97...98 % от плотности монолита и твердости свыше 600 HV [3].

Библиографический список

1. Прессование порошков взрывом / В. И. Лысак, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. Д. Rogozin, А. М. Каунов. – М.: Машиностроение, 2015. – 252 с.
2. Газонасыщенность сформированных взрывом порошковых покрытий / А. М. Каунов, А. В. Шамрей, В. М. Букин // Порошковая металлургия. – 1984. – № 3. – С. 65–68.
3. Закономерности формирования твёрдых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В.И. Лысак // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – № 1. – С. 32-37.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 14-29-00158.

УДК 621.762.4.04

*А. В. Крохалев, канд. техн. наук, В. О. Харламов, канд. техн. наук,
С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, чл.-корр. РАН, М. А. Тупицин, аспирант*

ОСОБЕННОСТИ ХИМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ФАЗ В ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ КАРБИДА ХРОМА С ТИТАНОМ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВОМ, НА СТАДИИ ПРЕССОВАНИЯ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Приведены результаты расчетных и экспериментальных исследований фазового состава твердых сплавов, полученных взрывным прессованием порошков карбида хрома Cr_3C_2 с титаном на различных режимах

Ключевые слова: твердый сплав, взрывное прессование, термодинамическое моделирование, фазовый состав, равновесный состав, карбид хрома, титан

A.V. Krokhaliev, V.O. Kharlamov, S.V. Kuzmin, V.I. Lysak, M.A. Tupitsin

FEATURES OF CHEMICAL INTERACTION OF PHASES IN THE FIRM ALLOYS OF CHROMIUM CARBIDE WITH TITANIUM RECEIVED BY EXPLOSION AT THE PRESSING STAGE

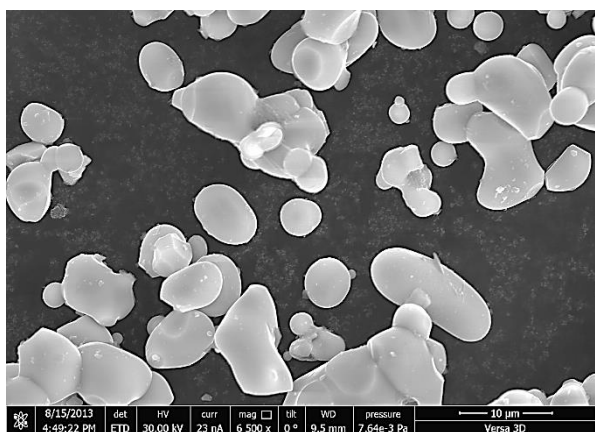
Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The results of the theoretical and experimental studies of the phase composition of hard alloys obtained explosive pressing powders of chromium carbide Cr_3C_2 with titanium on various modes are given.

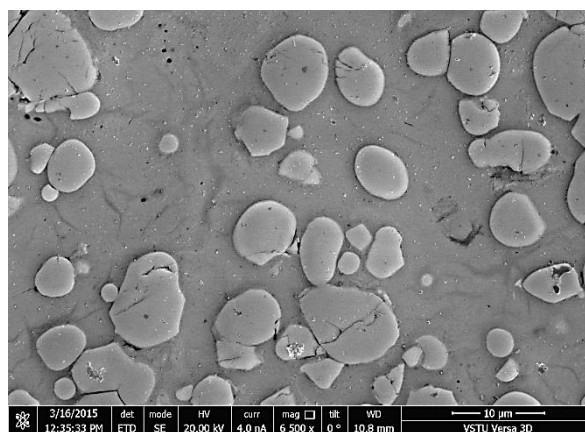
Keywords: hard alloy, explosive compaction, thermodynamic modeling, phase composition, equilibrium composition, chromium carbide, titanium

При взрывном компактировании смесей порошков карбида хрома Cr_3C_2 с титаном формирование консолидированных твердых сплавов на стадии прессования происходит при температуре разогрева порошка в процессе ударно-волнового нагружения выше 500...600 °С или $(0,35...0,4)T_{пл}$ [1]. Металлографические исследования образцов после ударно-волновой обработки на режимах, обеспечивающих разогрев до температур

порядка 1000 °С, показывают, что в структуре полученного порошкового материала сохраняются частицы карбидной фазы, форма и размеры которых соответствуют исходным (рис. 1), между которыми располагаются металлическая связка и отдельные микронесплошности. При этом между структурными составляющими материала образуются прочные границы [2, 3], что свидетельствует о протекании процессов первич-



а)



б)

Рис. 1. Вид частиц карбида хрома в исходном состоянии (а) и структура твердых сплавов, полученных взрывом (б), РЭМ, Versa 3D

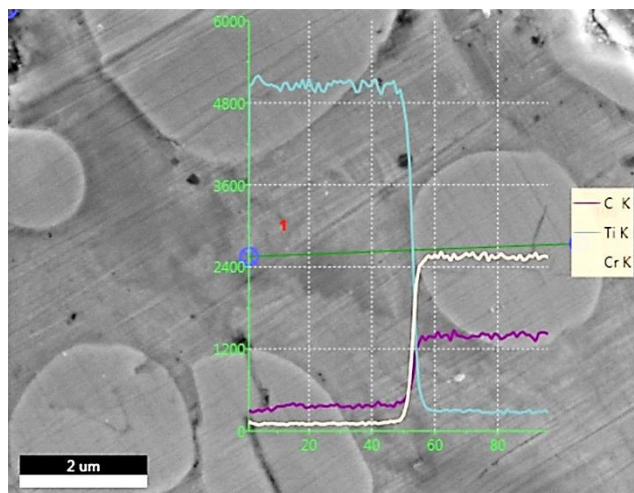


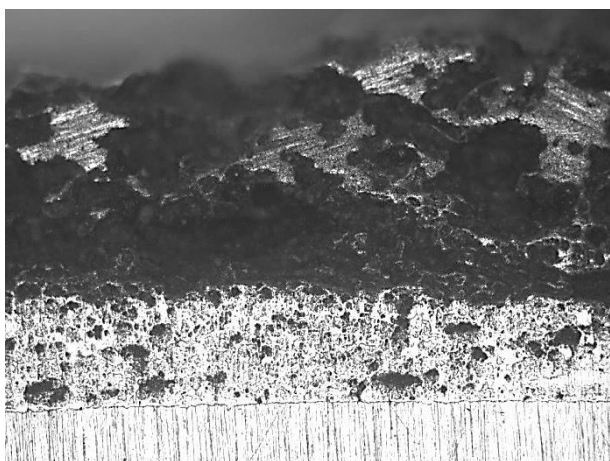
Рис. 2. Распределение элементов между фазами твердого сплава карбида хрома с титаном, РЭМ Versa 3D

ного (по терминологии [4, 5]) химического взаимодействия.

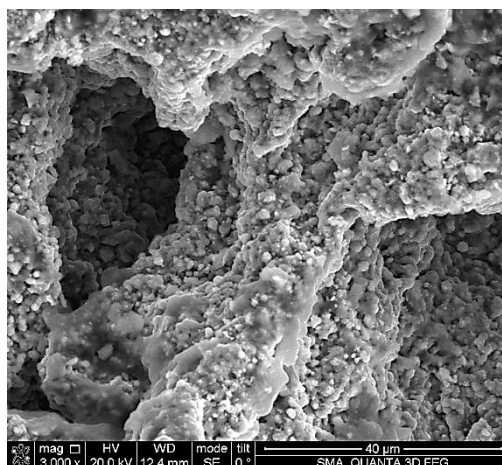
Изучение линейного профиля распределения элементов между фазами указывает на отсутствие следов вторичного химического взаимодействия между компонентами исходной порошковой смеси и перераспределения элементов между фазами (рис. 2). Этот факт позволяет предположить, что процессы, обусловленные диффузией, взаимным растворением компонентов и образованием новых фаз, и ведущие в конечном счете к формированию промежуточных сло-

ев той или иной толщины со свойствами, отличными от свойств исходных соединяемых материалов, за столь короткое время, в течение которого длится ударно-волновая обработка порошкового материала, протекать не успевают.

При использовании более жестких режимов нагружения, например при ударно-волновой обработке порошковой смеси карбида хрома с 40 вес.% титановой связки, обеспечивающей сжатие материала до давления 15 ГПа и разогрев до средней температуры 1030 °С, на поверхности образцов



а)



б)

Рис. 3. Пенообразная составляющая на поверхности твердого сплава: а – макроструктура, x50; б – РЭМ Quanta 3D

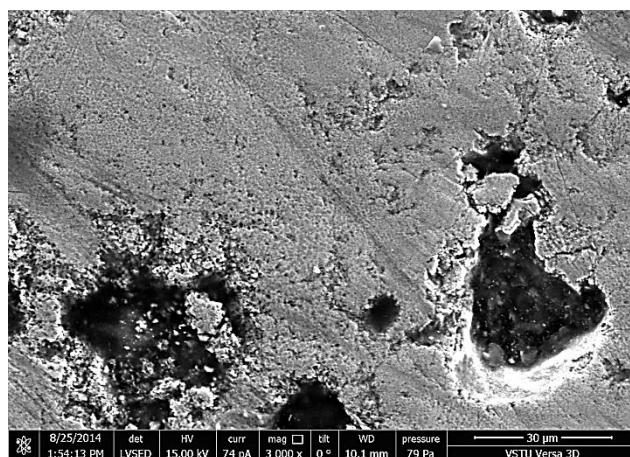


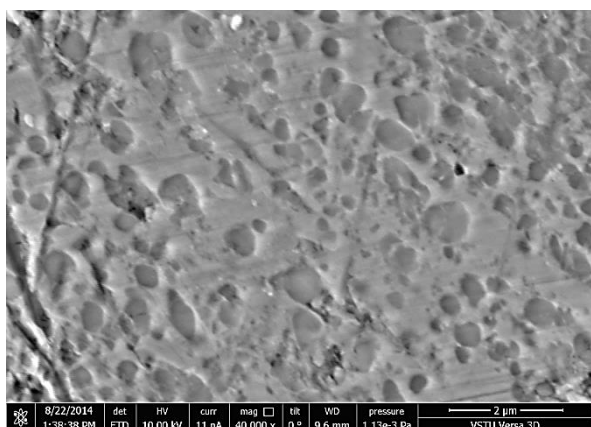
Рис. 4. Микроструктура пенообразной составляющей на поверхности твердого сплава, РЭМ Versa 3D

наблюдается дефект в виде пены (рис. 3).

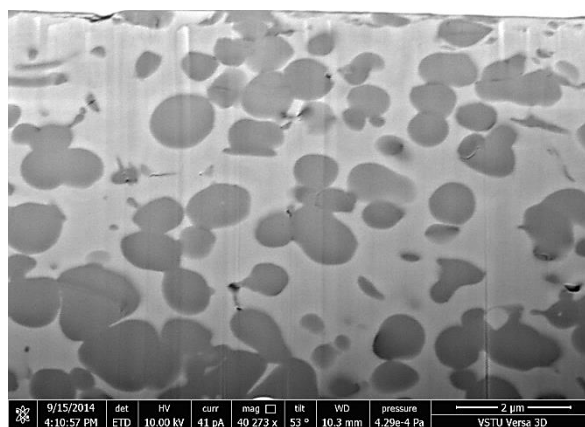
Межпоровые участки пенообразной структуры имеют однородное строение (рис. 4) и состоят из округлых зерен с повышенным содержанием титана и углерода при практически полном отсутствии хрома и матрицы, содержащей хром и некоторое количество титана при практически полном отсутствии углерода (рис. 5, 6).

Как показали термодинамические расчёты, выполненные с помощью программного пакета Thermo-Calc, реализующего численное моделирование равновесия фаз методом

CALPHAD [6], в сплавах карбида хрома с 40% титана (рис. 7) подобный состав фаз является равновесным и соответствует карбиду титана TiC и твердому раствору титана в хrome $Cr(Ti)$. Высокая дисперсность частиц карбида титана (размер которых колеблется от 500 нм до 1,2 мкм) и их равномерное распределение в матрице свидетельствуют об отсутствии градиентов средней концентрации в объеме твердой фазы пенообразной составляющей и полном выравнивании среднего состава в пределах этого объема.



а)



б)

Рис. 5. Микроструктура межпоровых участков пенообразной составляющей на поверхности твердого сплава, РЭМ Versa 3D

а – шлиф; б – фольга

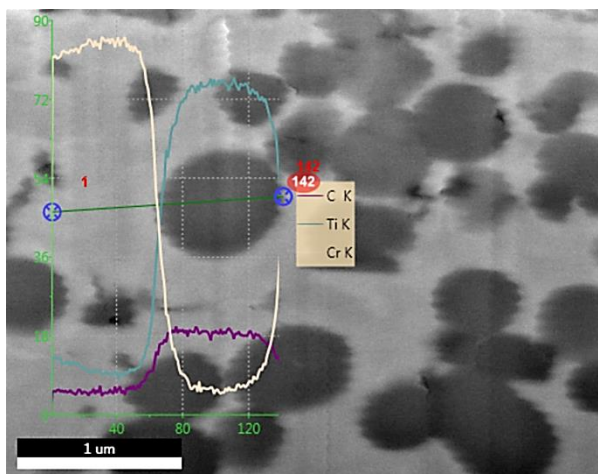


Рис. 6. Распределение элементов между фазами межпоровых участков пенообразной составляющей, РЭМ Versa 3D

Учитывая кратковременность процесса структурообразования в рассматриваемом случае, объяснить это можно только оплавлением материала и интенсивным перемешиванием его объемов с последующим формированием равновесной

структуры в ходе охлаждения.

В пользу данного предположения свидетельствует также тот факт, что на границе между пенообразной структурой и твердым сплавом хорошо различима прослойка (рис. 8), строение которой отличается от описанного.

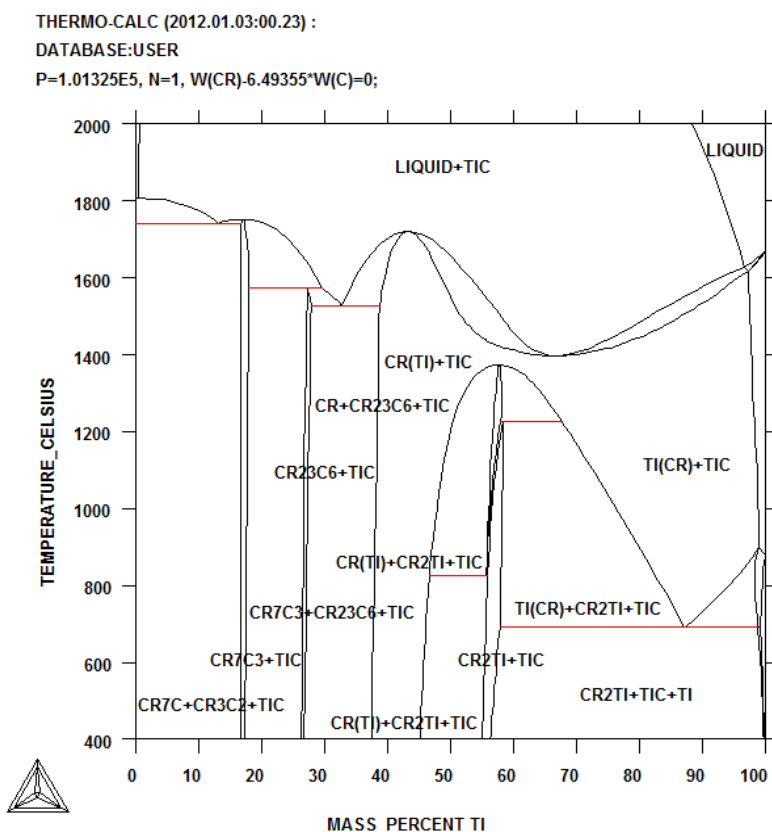


Рис. 7. Квазибинарное сечение Cr_3C_2 -Ti системы Cr-C-Ti

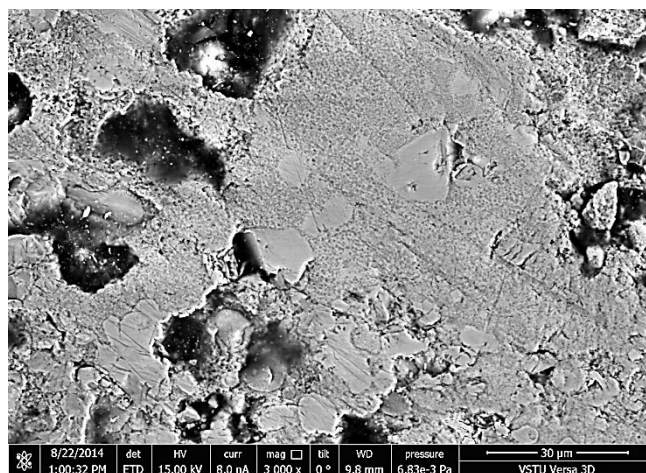


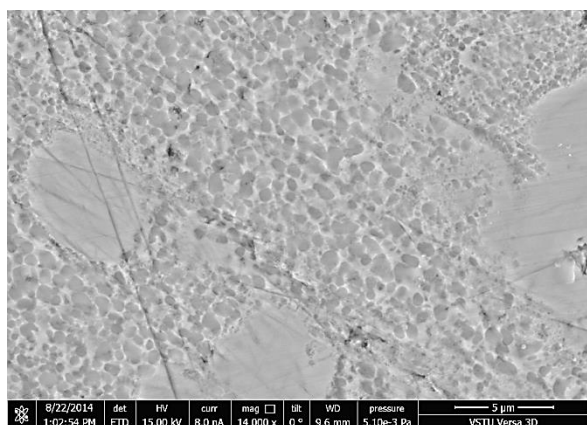
Рис. 8. Микроструктура прослойки между пенообразной составляющей и твердым сплавом, РЭМ Versa 3D

Эти отличия сводятся, прежде всего, к меньшей пористости и к наличию в ее твердой фазе двух структурных составляющих: однофазной, состоящей из хрома и углерода, и высокодисперсной (с размером однофазных составляющих от 100 до 300 нм) трехфазной, содержащей титан, углерод и хром (рис. 9, 10). Как и в предыдущем случае, средний состав трехфазной структурной составляющей примерно одинаков по всему ее объему.

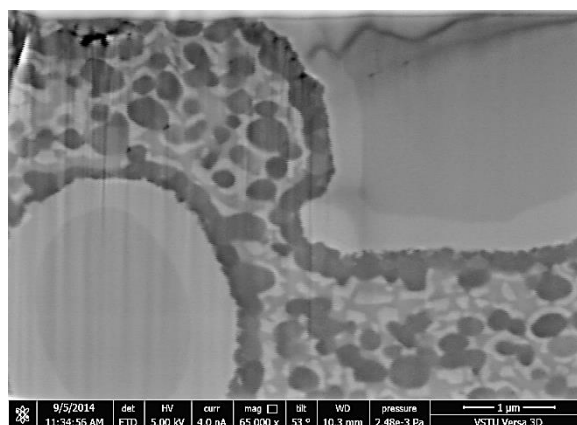
По-видимому, при ударно-волновой обработке данная прослойка порошкового материала испытывает лишь частичное опла-

вление. При этом часть исходного карбида хрома остается в твердом состоянии, а образовавшаяся жидкая фаза содержит преимущественно титан и меньшее, чем в предыдущем случае, количество хрома и углерода, что приводит при охлаждении к формированию структуры $\text{Cr}_2\text{Ti} + \text{TiC} + \text{Ti}$, характерной для рассматриваемой системы (см. рис. 7) при содержании титана более 57 вес.% и температуре ниже 680°C .

Следует отметить, что на микроструктурах, характерных для случая частичного оплавления порошкового материала (см. рис. 9 б, 10), можно наблюдать и результаты



а)



б)

Рис. 9. Микроструктура межпоровых участков прослойки между пенообразной составляющей и твердым сплавом, РЭМ Versa 3D:

а – шлиф; б – фольга

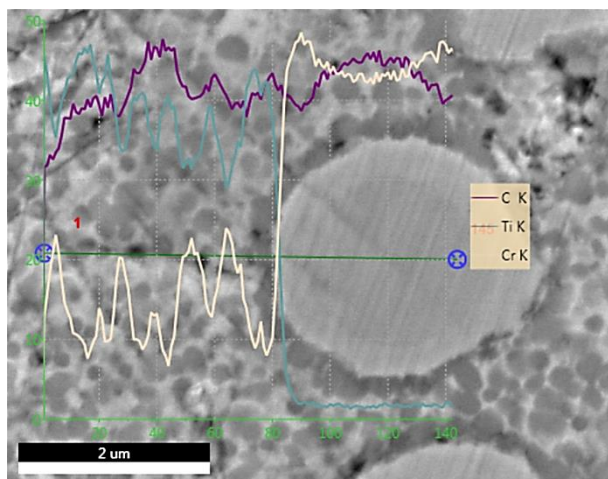


Рис. 10. Распределение элементов между фазами прослойки, РЭМ Versa 3D

вторичного химического взаимодействия, имеющего чисто диффузионную природу: на поверхности частиц карбида хрома в результате реакционной диффузии образуется тонкая (толщиной до 250 нм) прослойка карбида титана, под которой в противоположном направлении растет слой карбида хрома (по-видимому, Cr_7C_3), с меньшим стехиометрическим содержанием углерода, чем у исходного Cr_3C_2 . Толщина этого слоя достигает 300...450 нм (рис. 11).

Причины полного или частичного оплавления поверхностных слоев прессовки не достаточно ясны. Большинство авторов [7,

8], изучавших подобные эффекты, связывают их с нестационарностью формы ударного фронта в момент формирования ударной волны в порошке, которая приводит к высоким касательным напряжениям в частицах порошка, локализации деформации и появлению струйных течений, вызывающих локальный перегрев отдельных микрообъемов прессуемого материала. В нашем случае ситуация усугубляется тем, что появление локализованных участков жидкой фазы должно вызывать химическое взаимодействие компонентов порошкового материала, что в свою очередь будет приводить к выделению

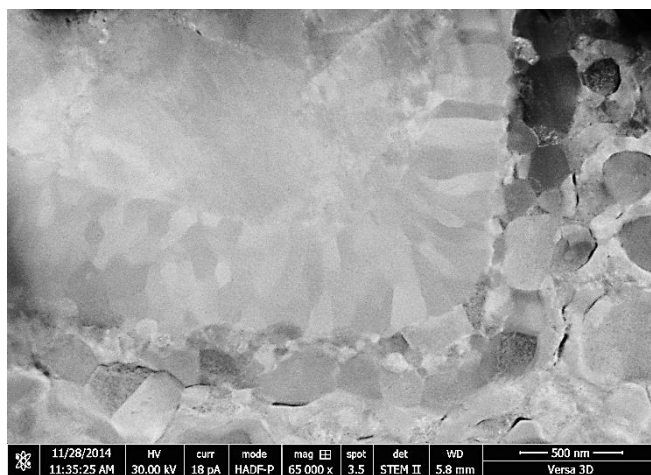


Рис. 11. Микроструктура границы карбидных частиц в прослойке между пенообразной составляющей и твердым сплавом, СПЭМ Versa 3D

тепла и интенсифицировать процессы оплавления материала.

С этих позиций пористость пенообразной составляющей может объясняться задержанием воздуха в порах, связанным с задержкой формирования волны-предвестника, обусловленной скоплением воздуха, вытесняемого из пор во фронте основной волны, и последующим его расширением при разгрузке.

Библиографический список

1. Технология взрывного плакирования заготовок твёрдыми сплавами / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк, К. В. Приходьков, А. Н. Савкин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Вестник машиностроения. – 2013. – № 11. – С. 45-48.
2. Закономерности формирования твёрдых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – № 1. – С. 32-37.
3. Строение границ в композиционных материалах, полученных с использованием взрывного нагружения / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. В. Крохалев, Б. А. Гринберг // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т. 114, № 11. – С. 1026-1031.
4. Оптимизация составов порошковых твёрдых сплавов, используемых в подшипниках скольжения, смазываемых водой / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк, К. В. Приходьков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Вестник машиностроения. – 2013. – № 5. – С. 42-44.
5. Исследования триботехнических свойств материалов для подшипников скольжения / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк, К. В. Приходьков, А. Н. Савкин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2013. – № 9. – С. 68-70.
6. Прюммер Р. Обработка порошкообразных материалов взрывом / пер. с нем. А. И. Мартынов; ред. С. С. Бацанов. – М.: Мир, 1990. – 126 с.
7. Компьютерный расчёт параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Изв. ВолГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". – 2010. – № 5. – С. 110-116.
8. Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976. – 272 с.
9. Крохалев, А. В. Методика косвенного измерения размера и степени деформации карбидных частиц в твёрдых сплавах / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк // Изв. ВолГТУ. Серия "Электроника, измерительная техника, радиотехника и связь". – 2011. – № 6. – С. 62-65.

Работа выполнена при финансировании гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук
МК-4189.2015.8

УДК 621.791.13

*В. И. Кузьмин, канд. техн. наук, В. И. Лысак, чл.-корр. РАН,
С. К. Елсуков, магистрант, Е. А. Иваненко, магистрант*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СХЕМЫ НАГРУЖЕНИЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ
НА ФОРМИРОВАНИЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ С
ОДНОВРЕМЕННОЙ ШТАМПОВКОЙ**

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

Приведены сравнительные результаты исследования различных схем нагружения пластин на их формирование при сварке взрывом с одновременной штамповкой. Показано влияние технологических параметров и материала матрицы на радиальную деформацию и качество отштампованных взрывом биметаллических заготовок.

Ключевые слова: сварка взрывом, штамповка, матрица, радиальная деформация, максимальный прогиб, толщина пакета

V. I. Kuzmin, V. I. Lysak, S. K. Elsuikov, E. A. Ivanenko

**RESEARCH OF INFLUENCE OF LOADING SCHEMES AND TECHNOLOGICAL PARAMETERS ON THE
FORMATION OF BIMETALLIC BILLETS DURING EXPLOSIVE WELDING WITH SIMULTANEOUS
STAMPING**

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper presents the comparative results of the research of various schemes of loading plates on their formation during explosive welding with simultaneous stamping. The influence of the technological parameters and the matrix material on radial deformation and the quality of bimetallic billets stamped by explosion shown in the article.

Keywords: explosive welding, stamping, matrix, radial deformation, maximum deflection, thickness of the package

Композиционные материалы находят широкое применение в различных отраслях промышленности и технике за счет сочетания высокой прочности, долговечности, коррозионной стойкости при существенной экономии дорогостоящих материалов. Сварка взрывом является наиболее целесообразным и перспективным способом получения биметаллов и композитов, которые в дальнейшем подвергаются различным видам механической обработки, в том числе штамповке и гибке [1 ... 4]. Вместе с тем, к нежелательным явлениям при сварке взрывом следует отнести остаточную макродеформацию сваренных заготовок, что связано с чрезмерной энергией продуктов детонации.

Эту энергию можно эффективно использовать для штамповки, совместив эту операцию со сваркой взрывом, т. е. осуществить комбинированный процесс сварки взрывом с одновременной штамповкой [5 ... 9].

Целью данной работы являлось исследование влияния схемы нагружения и технологических параметров на формирование биметаллических заготовок при сварке взрывом с одновременной штамповкой.

Первоначально для проведения исследований применялась металлическая матрица закрытой формы с выфрезерованным в виде полуцилиндра профилем и просверленным в центре отверстием, обеспечивающим выход воздуха из полости матрицы (рис. 1, а).

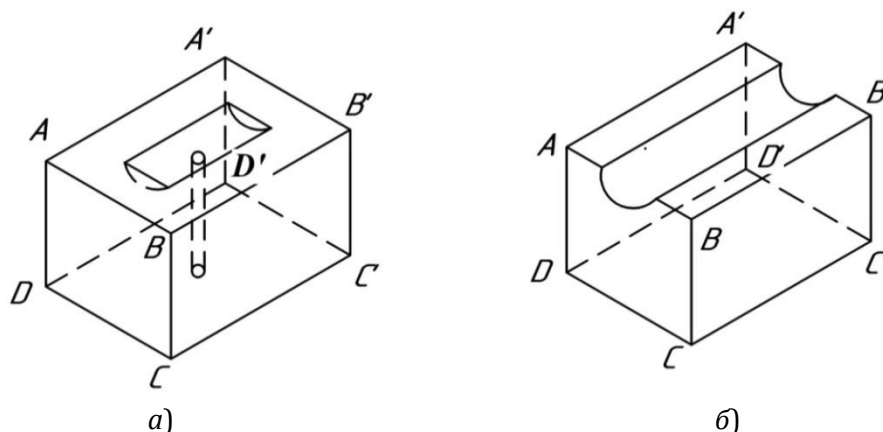


Рис. 1. Типы матриц для сварки взрывом с одновременной штамповкой цилиндрических изделий:

a – закрытой формы; *б* – открытой формы

Данная схема позволяет за счет расположения заряда взрывчатого вещества (ВВ) в центре матрицы снизить воздействие ударных волн на ее торцевые участки, которые смещены в область пониженного импульса давления вследствие существенного разлета продуктов взрыва. Однако использование матрицы закрытой формы с диаметром отверстия $d \leq 5$ мм приводило к образованию

дефектов в виде непроваров, наплывов, искажений цилиндрического профиля, а при больших значениях диаметра отверстия в центре биметаллической заготовки наблюдались значительные вмятины и трещины. Поэтому при проведении последующих исследований применялась матрица открытой формы (рис. 1, б). Применение матрицы открытой формы позволило полностью устрани-

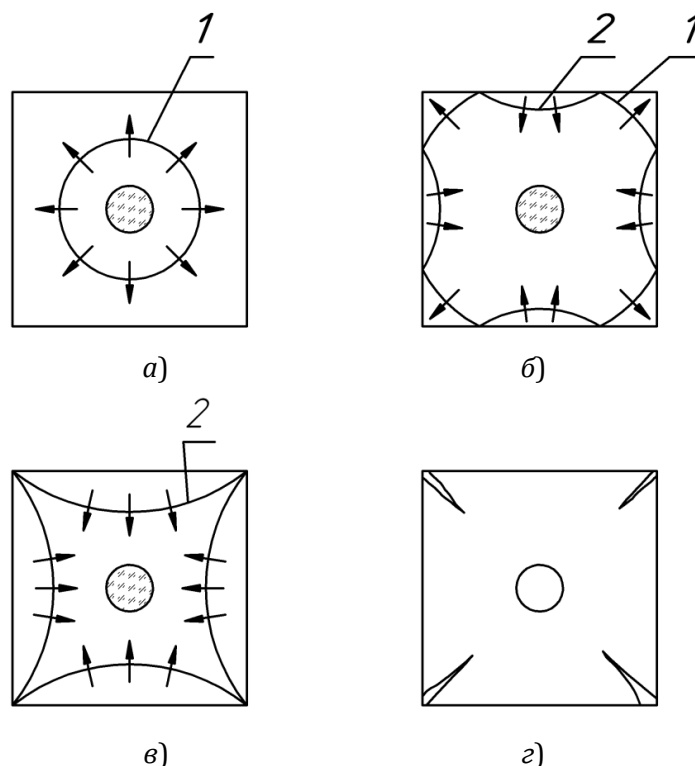


Рис. 2. Динамика образования разрушений в углах матрицы:

1 – фронт падающей ударной волны; 2 – фронт отраженной ударной волны

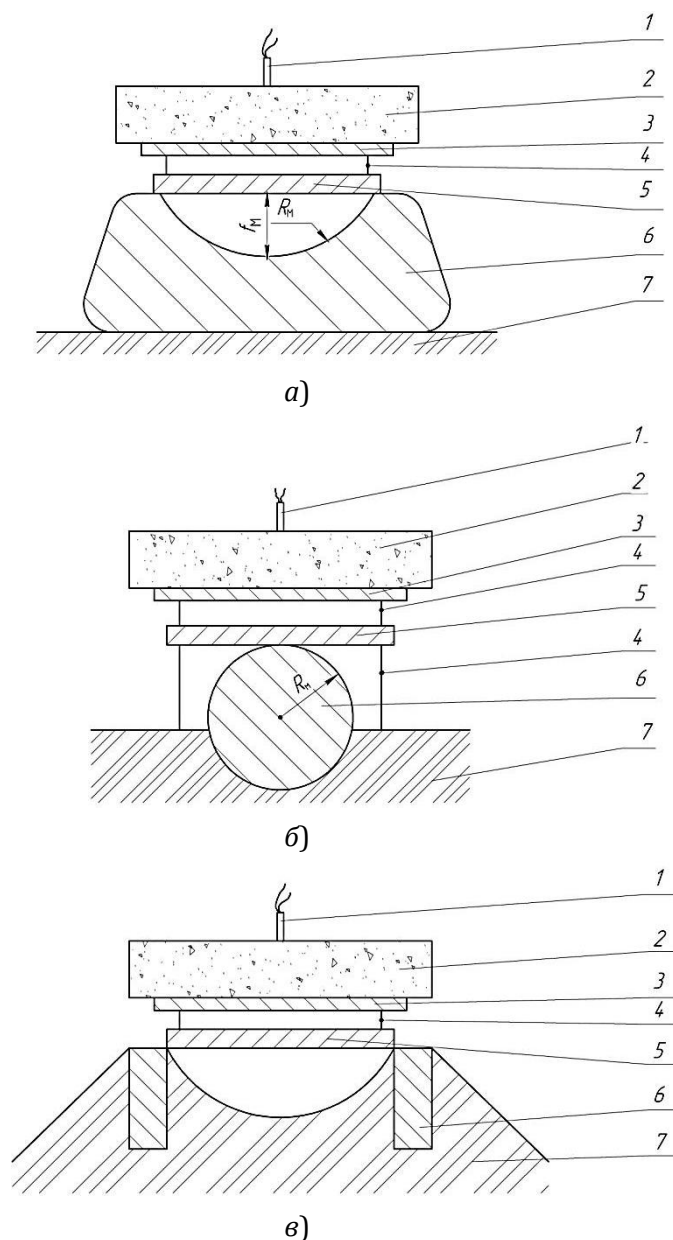


Рис. 3. Схемы сварки взрывом с одновременной штамповкой цилиндрических заготовок:

1 – электродетонатор; 2 – заряд ВВ; 3 – метаемая пластина; 4 – упор; 5 – основная пластина; 6 – металлическая матрица; 7 – песок

нить описанные выше недостатки, появляющиеся при использовании матрицы закрытой формы. При этом следует отметить, что после многократного взрывного нагружения (5 ... 10 подрывов) в отдельных угловых участках матрицы (точки А, В, С, Д и А', В', С', Д') появлялись трещины.

Для объяснения причин образования трещин в углах матрицы необходимо рассмотреть схему взрывного нагружения ци-

линдра с наружным квадратным поперечным сечением (рис. 2).

Если условно разделить цилиндр пополам, то такая схема будет аналогична предложенной на рис. 1, б. При детонации заряда ВВ внутри цилиндрической полости образуется мощный фронт сжатой ударной волны 1 (рис. 2, а). При падении фронта ударной волны на наружные поверхности цилиндра возникают отраженные волны растяжения 2

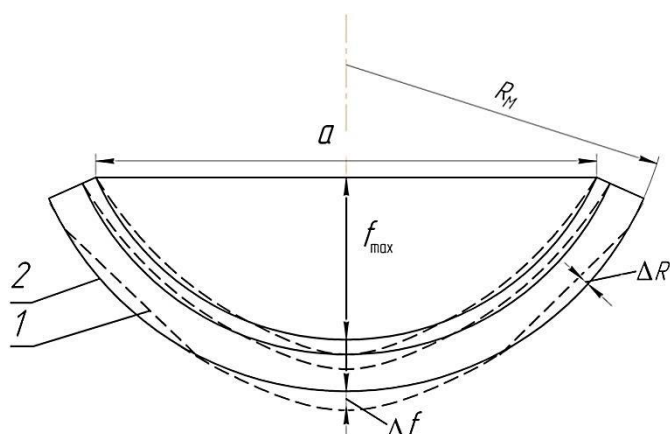


Рис. 4. Схема оценки качества штамповки сваренного биметалла:
 1 – профиль реальной отштампованной биметаллической заготовки;
 2 – профиль эталонной биметаллической заготовки

(разгрузки), распространяющиеся внутри области сжатия (рис. 2, б). При встрече фронтов волн разгрузки и сжатия вдоль диагональных сечений возникают большие растягивающие напряжения (рис. 2, в), которые и приводят к растрескиванию цилиндра в углах (рис. 2, г). Поэтому с целью повышения долговечности и исключения возможности образования трещин углы матрицы.

При проведении исследований применяли три различные схемы сварки взрывом с одновременной штамповкой, позволяющие получать биметаллические цилиндрические заготовки с плакирующим слоем как внутри, так и снаружи детали (рис. 3).

Схема (см. рис. 3, а – №1) предназначена для нанесения плакирующего слоя внутри биметаллической заготовки. Для получения деталей с расположением плакировки снаружи целесообразно применять схему (см. рис. 3, б – №2), в которой в качестве матрицы используют массивный стальной стержень. Для гибки толстых и формовки биметаллических заготовок, к которым не предъявляются высокие требования по качеству штамповки, применяют наиболее простую и технологичную схему (см. рис. 3, в

– №3), позволяющую непосредственно на полигоне варьировать в достаточно широком диапазоне параметры и форму матрицы.

Эксперименты по исследованию применимости предложенных схем сварки взрывом с одновременной штамповкой и оценки качества формирования биметаллических соединений проводились на паре арможелезо + Ст3, обладающей хорошей свариваемостью. Режимы сварки взрывом в каждом опыте сохранялись одинаковыми ($V_c = 440$ м/с, $V_k = 2600$ м/с) и выбирались из условия обеспечения равнопрочного соединения. После сварки взрывом с одновременной штамповкой проводились замеры цилиндрического профиля полученной биметаллической заготовки для определения радиальной деформации ϵ_r и коэффициента формы детали f_{max}/a (рис. 4). Средняя радиальная деформация рассчитывалась по зависимости [10]: $\epsilon_r = 0,5 \ln b_{ш}/b$, где $b_{ш}$ – максимальная ширина дуги профиля отштампованной биметаллической заготовки; b – исходная ширина пакета до взрывного нагружения.

Условия проведения экспериментов и результаты исследований приведены в таблице.

Условия проведения сварки экспериментов и результаты исследования различных схем сварки взрывом с одновременной штамповкой

Номер схемы	Толщина пакета, мм $\delta_{\text{п}} = \delta_1 + \delta_2$	Ширина пакета (основной пластины), мм b , мм	Параметры матрицы, мм		Коэффициент формы детали f_{max}/a	Радиальная деформация, % ϵ_r	Относи тельная прочность соединения, $\sigma_{\text{отр}}/\sigma_{\text{исх}}$
			f_m	R_m			
1	2+5	125	60	60	0,32	4,7	1,12
	2+10						1,10
2	2+5	125	60	60	0,30	4,3	1,15
	2+10						1,10
3	2+5	125	60	60	0,36	5,4	1,08
	2+10						1,10

Полученные результаты свидетельствуют о возможности практического применения любой из трех исследуемых схем сварки взрывом с одновременной штамповкой. Во всех экспериментах была достигнута равнопрочность сварного соединения армко-железо + Ст3. При этом около 90% образцов разрушалось по армко-железу с прочностью на отрыв слоев $\sigma_{\text{отр}} = 330...360$ МПа. Металлографические исследования микроструктуры границы соединения показало на отсутствие дефектов в виде непроваров, расслоений, трещин, пор и др.

Анализ результатов проведенных исследований показал, что дополнительная штамповка на общепринятых для сварки взрывом режимах без их форсирования позволяет достигать значительных деформаций и получать качественные биметаллические заготовки с высоким коэффициентом формы детали.

Следующий этап проведения исследований был направлен на изучение влияния материала матрицы на качество штамповки получаемых биметаллических заготовок в процессе сварки взрывом. В процессе прове-

дения исследований изменяли материал матрицы (металл, бетон, песок) и толщину пакета ($\delta_{\text{п}} = 15...25$ мм), остальные параметры во всех экспериментах были идентичными.

Установлено, что наиболее высокое качество штамповки достигается при использовании металлической матрицы, для которой отклонение от заданной цилиндрической формы детали не превышает 2% (рис. 5).

При использовании бетонной матрицы отклонение от заданной цилиндрической формы детали для толщины пакета $\delta_{\text{п}} = 15$ мм не превышает 4%. С увеличением толщины пакета качество штамповки снижается и при $\delta_{\text{п}} = 25$ мм отклонение от заданной формы колеблется в диапазоне от 3 до 10% (рис. 5). Данная матрица одноразового применения, поэтому ее целесообразно применять при единичном производстве крупногабаритных изделий сложной конфигурации.

Использование песчаной матрицы (рис. 3, в) для получения цилиндрического профиля детали нежелательно из-за низкого качества штамповки. Такие матрицы целесооб-

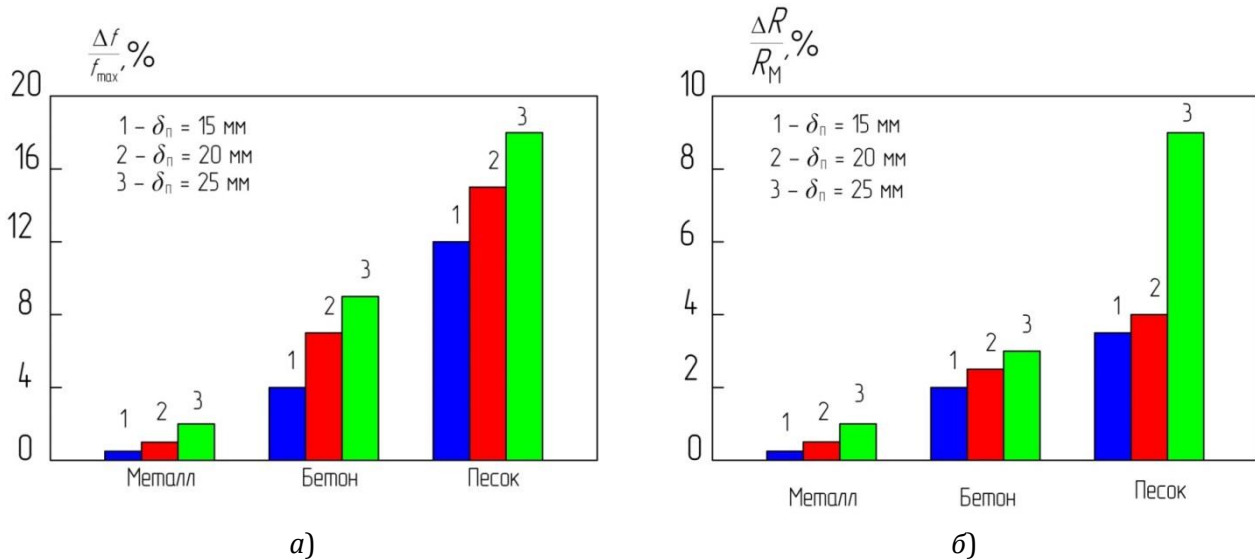


Рис. 5. Влияние материала матрицы на относительный прогиб (а) и относительный радиус (б) отштампованных биметаллических цилиндрических заготовок

разно применять для гибки толстых заготовок или штамповки изделий коробчатого типа.

Для исследования влияния технологических параметров на формирование биметаллических заготовок при сварке взрывом с одновременной штамповкой применялась схема (см. рис. 3, б - №2) за счет ее простоты и удобства использования в качестве матрицы стальных строжней разных диаметров. В первой серии экспериментов менялась толщина пакета δ_n при постоянном значении ширины b и длины ℓ пакета; во второй

серии - менялась ширина пакета b при постоянном значении его толщины и длины; в третьей серии - менялась длина ℓ пакета при постоянном значении его толщины и ширины.

Результаты экспериментов показали, что с увеличением толщины пакета δ_n до 17 мм при постоянном значении его ширины b и длины ℓ сначала наблюдается рост радиальной деформации биметаллической заготовки до $\epsilon_r \sim 12\%$, при этом максимальный прогиб f_{\max} остается постоянным (рис. 6, область А). Дальнейшее увеличение толщины пакета

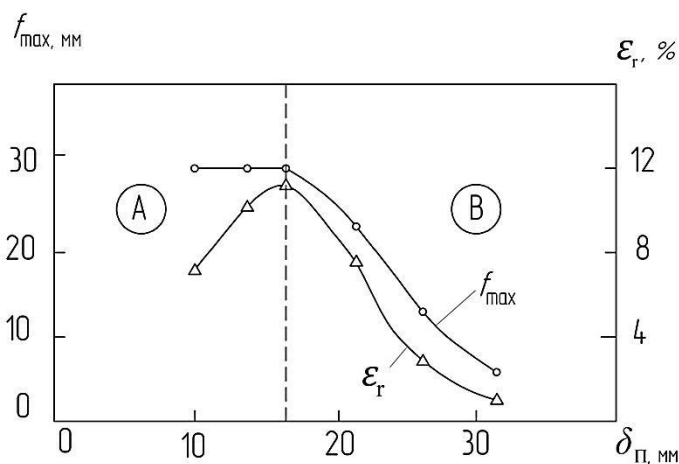


Рис. 6. Влияние толщины пакета δ_n на максимальный прогиб f_{\max} и радиальную деформацию ϵ_r биметаллической заготовки

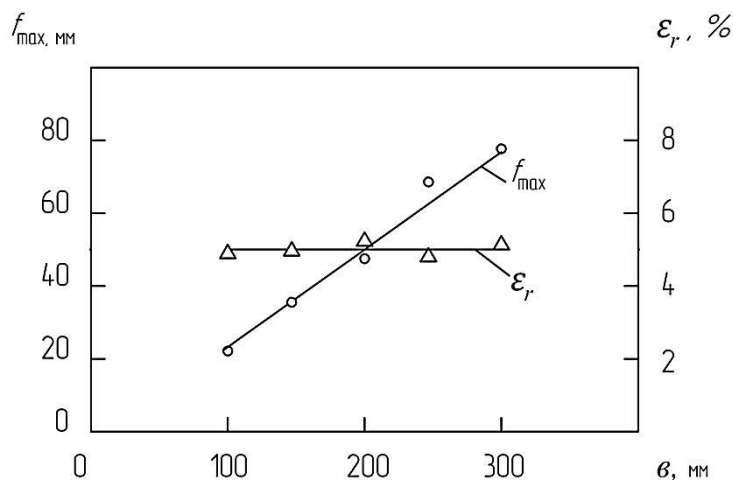


Рис. 7. Влияние ширины пакета b на максимальный прогиб f_{\max} и радиальную деформацию ε_r биметаллической заготовки

приводит к резкому снижению как радиальной деформации ε_r , так и максимального прогиба f_{\max} биметаллической заготовки (рис. 6, область В).

С увеличением ширины пакета b при постоянном значении его толщины $\delta_{\text{п}}$ и длины ℓ максимальный прогиб f_{\max} растет, а радиальная деформация ε_r при этом остается постоянной, составляющей около 5% (рис. 7).

Экспериментально установлено (рис. 8), что увеличение длины пакета ℓ (от 100 до 500 мм) при постоянном значении его толщины $\delta_{\text{п}}$ и ширины b практически не оказывает влияния на изменение максимального

прогиба f_{\max} и радиальной деформации ε_r , величины которых остаются постоянными: $f_{\max} \sim 23$ мм и $\varepsilon_r \sim 9\%$.

ВЫВОДЫ

1. При сварке взрывом с одновременной штамповкой можно применять как металлические матрицы, обеспечивающие отклонение от заданного профиля биметаллической заготовки не более 2%, так и бетонные – с точностью формирования профиля до 10%. Песчаные матрицы целесообразно применять для гибки толстых заготовок или формовки изделий коробчатого типа, к ко-

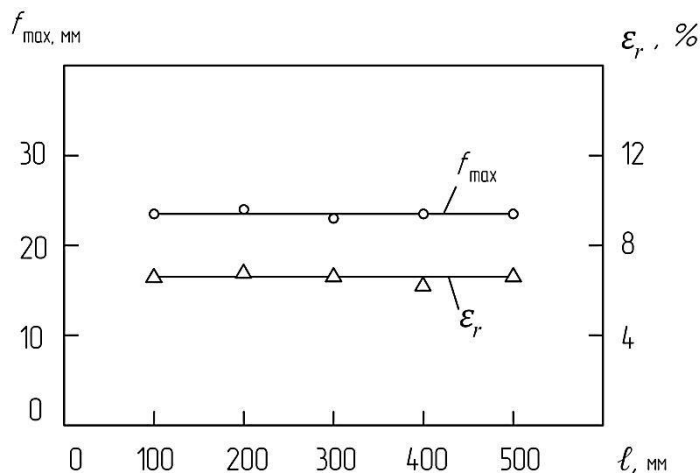


Рис. 8. Влияние длины пакета ℓ на максимальный прогиб f_{\max} и радиальную деформацию ε_r биметаллической заготовки

торым не предъявляются высокие требования по качеству штамповки.

2. Установлено, что с увеличением толщины пакета до 17 мм при постоянном значении его ширины и длины сначала наблюдается рост радиальной деформации до $\varepsilon_r \sim 12\%$, при этом максимальный прогиб f_{\max} остается постоянным, а затем дальнейшее увеличение толщины пакета приводит к резкому снижению как радиальной деформации ε_r , так и максимального прогиба f_{\max} биметаллической заготовки.

Библиографический список

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
2. Яковлев, И. В. Сварка металлов взрывом / И. В. Яковлев, В. В. Пай. – Новосибирск: СО РАН. – 2013. – 565 с.
3. Лысак, В. И. Классификация технологических схем сварки металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин // Сварочное производство. – 2002. – № 9. – С. 33-39.
4. Оголихин, В. М. Сварка взрывом в электрометаллургии / В. М. Оголихин, И. В. Яковлев. – Новосибирск: СО РАН. – 2009. – 160 с.
5. Особенности процесса сварки взрывом с одновременной штамповкой / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, Ю. В. Снежко, М. О. Беляков // Известия ВолГТУ. Серия: Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2013. – №18. – С. 45-49.
6. Физические основы и области практического применения сварки металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. Н. Кривенцов, В. И. Кузьмин // Наука - производству. – 2005. – №1. – С. 17-21.
7. Техничко-экономическая эффективность применения новых конструкций композиционных токоподводов электролизера алюминия / А. П. Пеев, Ю. Г. Долгий, С. В. Кузьмин, В.И. Лысак, В. И. Кузьмин, А. Н. Кривенцов, А. А. Каравайный // Вестник машиностроения. - 2004. - №6. - С. 77-80.
8. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич. – Волгоград: РПК "Политехник", 2001. – 241 с.
9. Исследование возможности получения биметаллических накладок насоса сваркой взрывом с одновременной штамповкой / В. М. Гуриков, Г. Б. Рожков, В. И. Кузьмин, В. А. Пронин, А. П. Соннов // Передовой опыт. – 1987. – № 6. – С. 26-28.
10. Штамповка взрывом / Под ред. М. А. Анучина. – М.: Машиностроение, 1972. – 152 с.

УДК 621.791.13

*Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук, А. П. Пеев, канд. техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук,
В. И. Лысак, чл.-корр. РАН, А. Н. Дородников, аспирант, А. Е. Сорокин, магистрант
Е. А. Никулин, магистрант*

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕДНО-АЛЮМИНИЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования влияния ультразвука на структуру и свойства в процессе формирования соединений из меди с алюминием при сварке взрывом. Показано, что сварка взрывом с воздействием ультразвука позволяет существенно расширить область свариваемости пары алюминий-медь и получать на низкоинтенсивных режимах сварки равнопрочные соединения.

Ключевые слова: сварка взрывом, композиционный материал, ультразвук, прочность, оплавленный металл, область свариваемости

E. V. Kuz'min, A. P. Peev, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, A. N. Dorodnikov, A. E. Sorokin, E. A. Nikulin

THE FORMATION OF COPPER-ALUMINUM JOINTS PRODUCED BY ULTRASOUND ASSISTED EXPLOSIVE WELDING

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

This paper presents the research results of the formation of copper-aluminum joints produced by ultrasound assisted explosive welding. It is shown; ultrasound assisted explosive welding can significantly extend the weldability area of aluminum-copper couple and receive low-intensity weld conditions equal strength joint.

Keywords: explosive welding, composite material, ultrasound, joint strength, molten metal, weldability area

Медно-алюминиевые композиционные материалы нашли широкое промышленное применение в черной и цветной металлургии, энергетике, электротехнике благодаря комбинированному сочетанию комплекса эксплуатационных свойств, таких как высокая электропроводность, пластичность, теплопроводность. Сварка взрывом в силу ряда ее специфических особенностей является наиболее целесообразным способом изготовления медно-алюминиевых соединений.

Несмотря на то, что оба материала обладают высокими пластическими свойствами, получение качественного бездефектного сварного соединения весьма проблематично [1...3] по целому ряду причин, основными из которых являются существенное различие физико-механических свойств, а также крайне неблагоприятный с позиции свариваемости тип металлургического взаимо-

действия с образованием в зоне соединения ряда устойчивых химических соединений: θ -фаза (Al_2Cu), η -фаза ($AlCu$), γ_2 -фаза ($AlCu_2$), δ -фаза (Al_2Cu_3), ξ -фаза (Al_3Cu) и легкоплавкой 548-градусной эвтектики, состоящей из θ -фазы и твердого раствора меди в алюминии. Как следствие, диапазон получения качественного соединения значительно уже (рис. 1), чем при сварке металлов с удовлетворительной металлургической совместимостью, и любое отклонение от оптимальных значений параметров взрывного нагружения приведет к образованию различного рода дефектов, снижающих прочностные и эксплуатационные свойства соединения [4...6].

Авторами работ [1, 3] исследовано влияние структурной неоднородности зоны медно-алюминиевого композита на механические и электрофизические свойства (рис. 2).

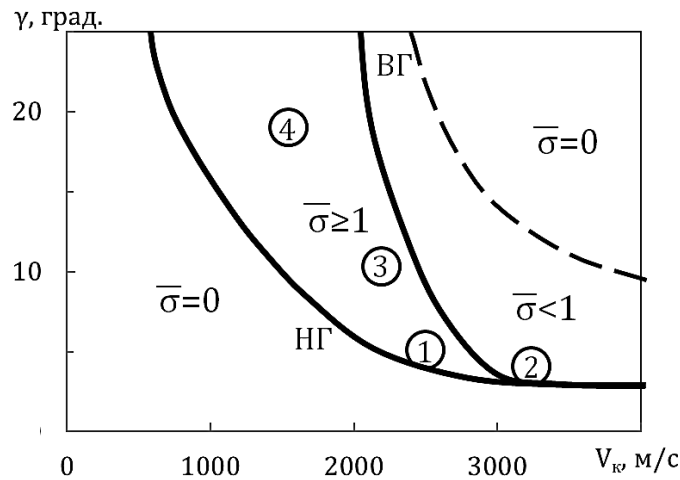


Рис. 1. Область свариваемости меди с алюминием [1]:

- 1 – граница соединения имеет прямолинейный профиль и бездефектную структуру;
 - 2 – в соединении образуются отдельные участки оплавленного металла;
 - 3 – образование волн неправильной несинусоидальной формы с вихревыми зонами, располагающимися над впадинами волн, и одностороннее залегание оплава с высокой микротвердостью;
 - 4 – профиль волны близкий к синусоидальному, без завихрений, с односторонним залеганием участков оплавленного металла;
- НГ – нижняя граница; ВГ – верхняя граница

Показано, что уменьшение вероятности образования нежелательных структур возможно за счет использования низкоскоростных взрывчатых веществ (ВВ), однако промышленный выпуск ВВ с такими характеристиками не освоен.

Другим путем расширения диапазона свариваемости является предварительное воздействие на металл термическим или иным способом, приводящее к изменению физико-механических свойств свариваемых материалов.

Известно, что воздействие на металл (как в жидкой, так и твердой фазах) ультразвуковыми колебаниями приводит к ряду положительных явлений, улучшающих процесс их обработки, в том числе и при сварке [7]. Принимая во внимание результаты исследования авторов работ [8 ... 10], проведенные на однородных материалах, можно предположить, что подобный эффект будет

наблюдаться и при сварке взрывом разнородных металлов под воздействием ультразвука (УЗ).

Целью данной работы являлось исследование влияния ультразвука на структуру и свойства в процессе формирования соединений из меди с алюминием при сварке взрывом.

При проведении экспериментов применялись пластины из отожженной меди М1 толщиной 3,5 мм и алюминия А5 толщиной 4 мм.

Сварку взрывом с одновременным воздействием УЗ на неподвижную пластину осуществляли по параллельной схеме с встречно-направленным распространением УЗ колебаний относительно скорости точки контакта. Для сравнения полученных результатов одновременно производили сварку образцов на идентичных режимах без воздействия УЗ (контрольные образцы) (рис. 3).

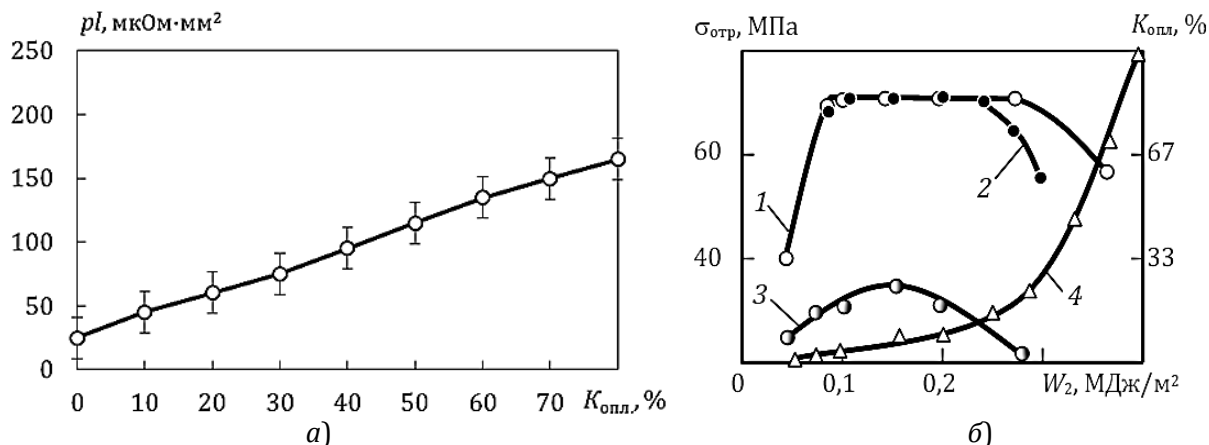


Рис. 2. Влияние структурной неоднородности на границе соединения медно-алюминиевого соединения на механические и физические свойства [2, 3]:

a – зависимость единичного электросопротивления ρl от количества оплавленного металла $K_{\text{опл}}$; *b* – влияние величины энергии W_2 , затраченной на пластическую деформацию на прочность $\sigma_{\text{отр}}$. (1 ... 3) и количество оплавленного металла $K_{\text{опл}}$. (4); 1, 4 – $V_k = 1600$ м/с; 2 – $V_k = 2000$ м/с; 3 – $V_k = 3200$ м/с

Скорость точки контакта V_k варьировалась в диапазоне от 1600 до 3500 м/с за счет применения смесевых ВВ (аммонит 6ЖВ+кварцевый песок), динамический угол соударения изменялся от 4° до 18° (скорость соударения V_c от 140 до 530 м/с), что позволяло менять энергию W_2 в диапазоне от 0,07 до 1,0 MJ/m^2 . Частота и амплитуда УЗ во всех экспериментах были постоянны и составляли 20 кГц и 7 мкм соответственно

(см. таблицу). В качестве ультразвукового генератора использовали установку УЗГИ-2, питающую пьезокерамический преобразователь, предназначенный для преобразования электрических сигналов в механические колебания.

Как уже было отмечено ранее, медно-алюминиевые соединения, полученные на режимах, ограниченных верхней и нижней границами сварки (см. рис. 1), существенно

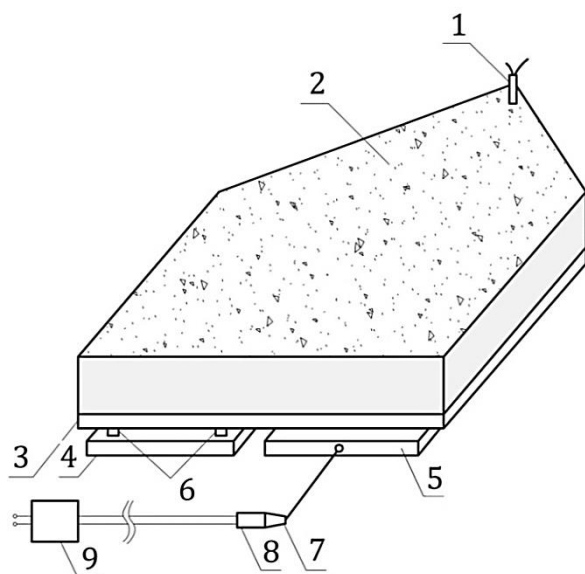


Рис. 3. Схема сварки взрывом с воздействием ультразвука:

1 – электродетонатор; 2 – заряд ВВ; 3 – метаемая пластина; 4 – неподвижная пластина; 5 – неподвижная пластина с подводом ультразвуковых колебаний; 6 – опорные элементы; 7 – волновод; 8 – пьезокерамический преобразователь; 9 – ультразвуковой генератор

Условия проведения экспериментов

№ опыта	Свариваемые материалы	Толщины $\delta_1 + \delta_2$, мм	Частота УЗ колебаний f , кГц	Амплитуда УЗ колебаний ξ , мкм	Скорость контакта V_k , м/с	Динамический угол соударения γ , град.	Энергия пластической деформации W_2 , МДж/м ²
1	M1+A5	3,5+4	20	7	2000	4 ... 18	0,07 ... 1
1к			-	-			
2			20	7	3500	9	0,6
2к			-	-			

к – контрольный образец

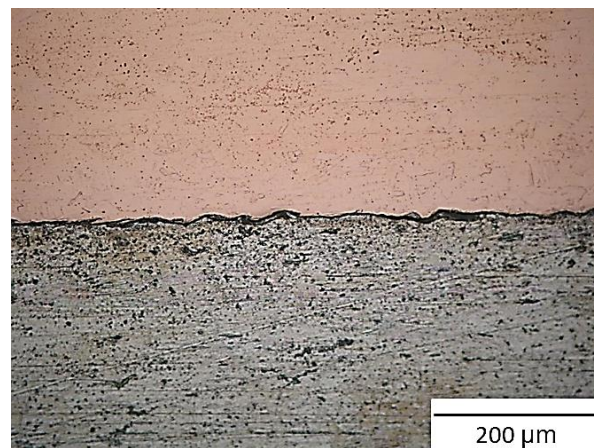
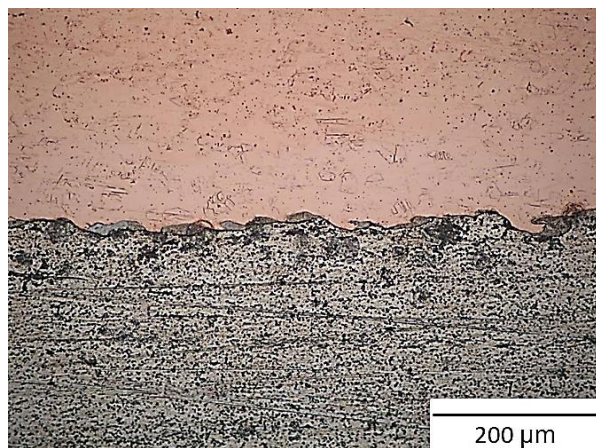
разнятся по структуре зоны соединения. В пределах нижней границы области свариваемости ($W_2 \leq 0,2$ МДж/м²), зона соединения имеет прямолинейный профиль и практически бездефектную структуру (рис. 4, обр. 1, 2, а, б). Дальнейшее увеличение энерговоложений ($W_2 \geq 0,4$ МДж/м²) приводит к образованию большего количества участков оплавленного металла, образуются волны неправильной несинусоидальной формы с заостренными вершинами со стороны алюминия.

При сварке взрывом с воздействием УЗ структура полученных соединений имеет принципиальные отличия по форме и структуре участков оплавленного металла (рис. 4, б). Так, при $W_2 = 0,67$ МДж/м² структура образцов сваренных взрывом с воздействием УЗ имеет практически прямолинейную границу соединения с небольшими участками оплавленного металла, имеющих вытянутую форму с заостренными концами, в то время как в контрольных образцах наблюдаются оплавы значительно больших размеров, профиль которых имеет округлую форму в виде эллипса (рис. 4, обр. 4, 5, а, б). При V_k больше 3000 м/с в околошовной зоне медно-алюминиевого соединения формиру-

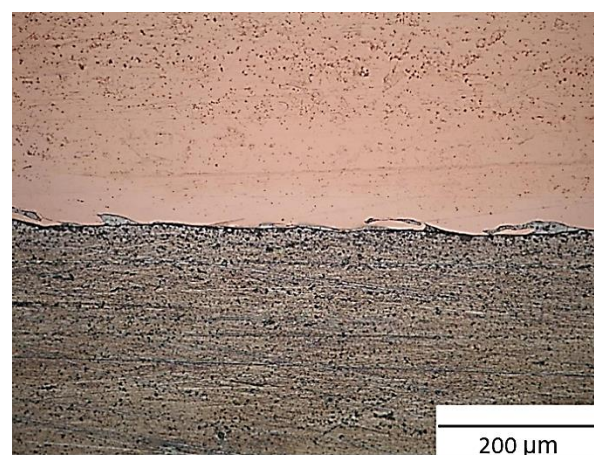
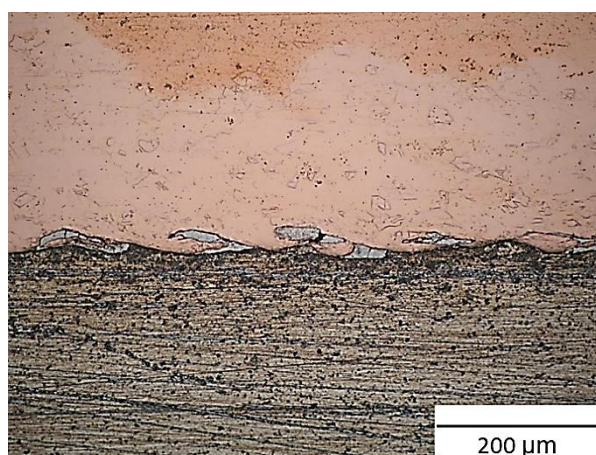
ется сплошная прослойка расплава, имеющая высокую микротвердость $H_{50} = 160 \dots 450$ [3], что соответствует твердости интерметаллидов типа $CuAl_2$, Cu_2Al , Cu_3Al . В образцах сваренных взрывом с воздействием УЗ толщина этой прослойки отличается практически в три раза, также значительно меньше количество дефектов в виде трещин и пор (рис. 4, обр. 6, а, б).

Результаты проведенных исследований показали, что во всем диапазоне режимов сварки взрывом в медно-алюминиевых образцах (с воздействием УЗ) прочность на отрыв слоев $\sigma_{отр}$ выше, а количество оплавленного металла $K_{опл}$ на границе соединения значительно меньше по сравнению с контрольными образцами (рис. 5, б).

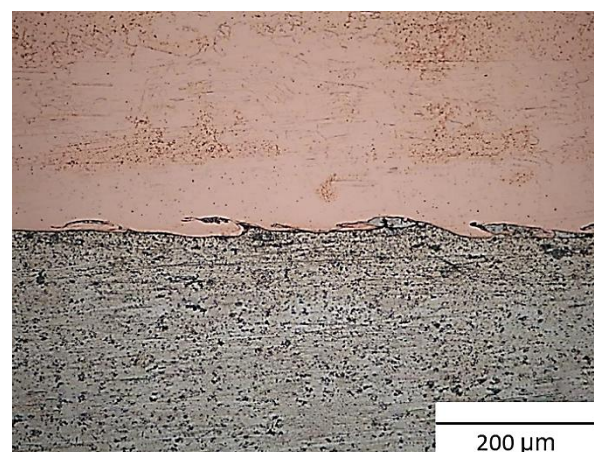
Экспериментально установлено, что прочное сварное соединение начинает образовываться уже при $W_2 > 0,1 \dots 0,14$ МДж/м². Максимальное значение прочности на отрыв слоев для медно-алюминиевых образцов, полученных с воздействием УЗ, составляло $\sigma_{отр} = 94$ МПа (рис. 5, кривая 1), в то время, как максимальная прочность для контрольных образцов меньше – $\sigma_{отр} = 83$ МПа (рис. 5, кривая 2).



Обр. 1 - $D = 2000$ м/с, $W_2 = 0,07$ МДж/м², $\gamma = 4,14^\circ$



Обр. 2 - $D = 2000$ м/с, $W_2 = 0,20$ МДж/м², $\gamma = 6,81^\circ$



Обр. 3 - $D = 2000$ м/с, $W_2 = 0,50$ МДж/м², $\gamma = 10,99^\circ$

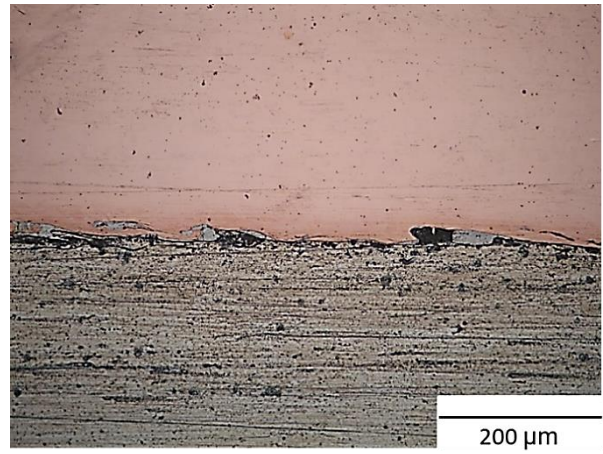
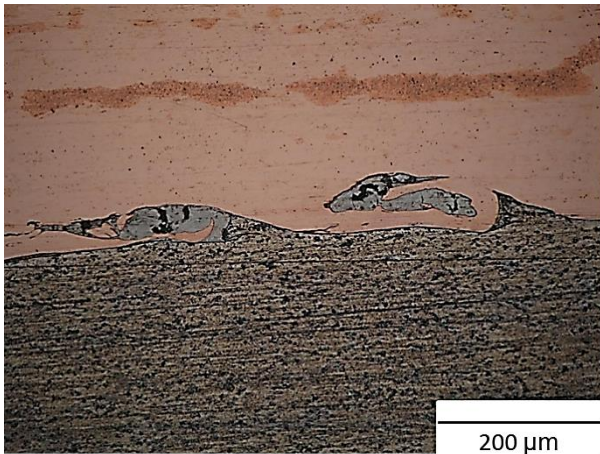
а)

б)

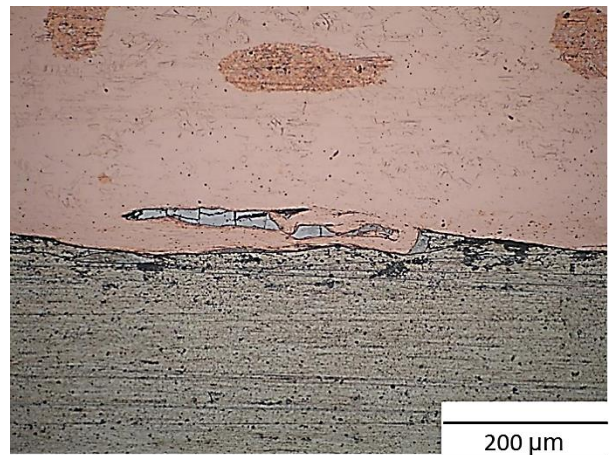
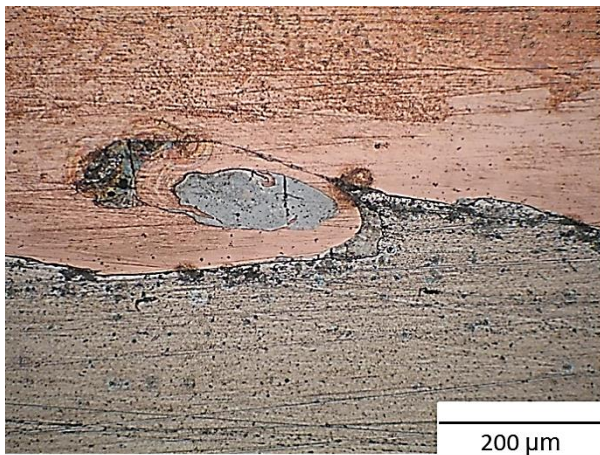
Рис. 4. Микроструктуры медно-алюминиевых образцов, полученные сваркой взрывом на различных режимах:

а - контрольный образец (сварка взрывом);

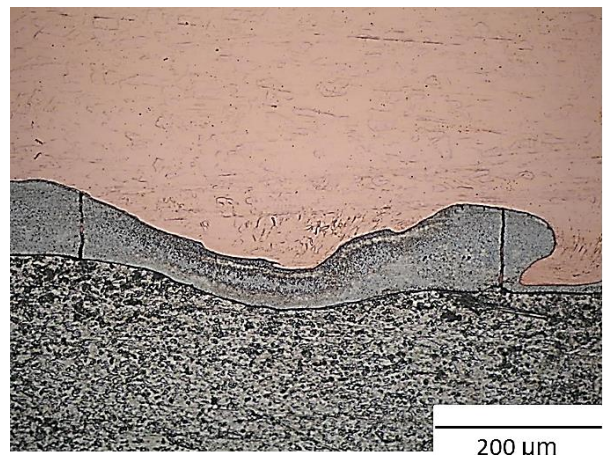
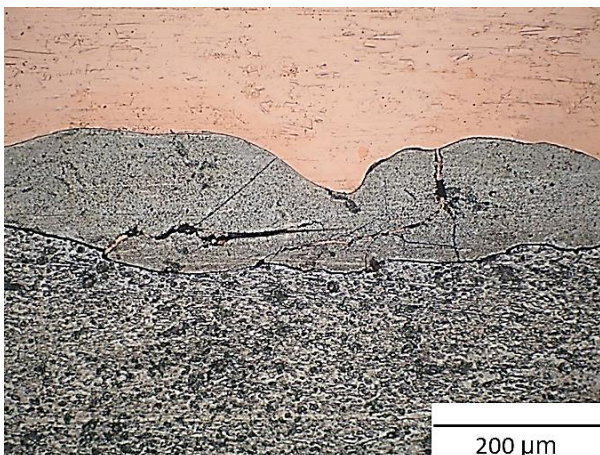
б - сварка взрывом с воздействием УЗ колебаний



Обр. 4 - $D = 2000$ м/с, $W_2 = 0,67$ МДж/м², $\gamma = 12,99^\circ$



Обр. 5 - $D = 2000$ м/с, $W_2 = 0,96$ МДж/м², $\gamma = 15,19^\circ$



Обр. 6 - $D = 3500$ м/с, $W_2 = 0,60$ МДж/м², $\gamma = 8,6^\circ$

а)

б)

(продолжение рис. 4)

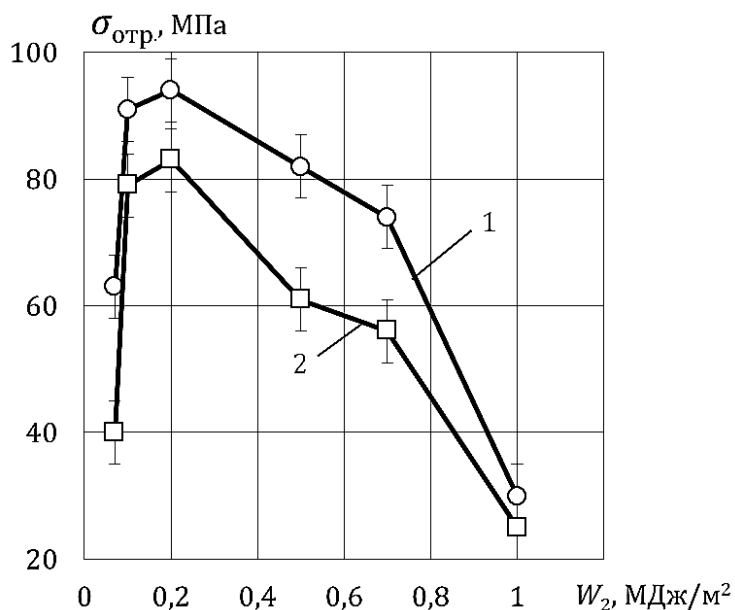


Рис. 5. Влияние энергии W_2 , затрачиваемой на пластическую деформацию в ОШЗ, на прочность на отрыв слоев $\sigma_{отр}$ соединения М1+А5:
1 – сварка взрывом + УЗО; 2 – сварка взрывом

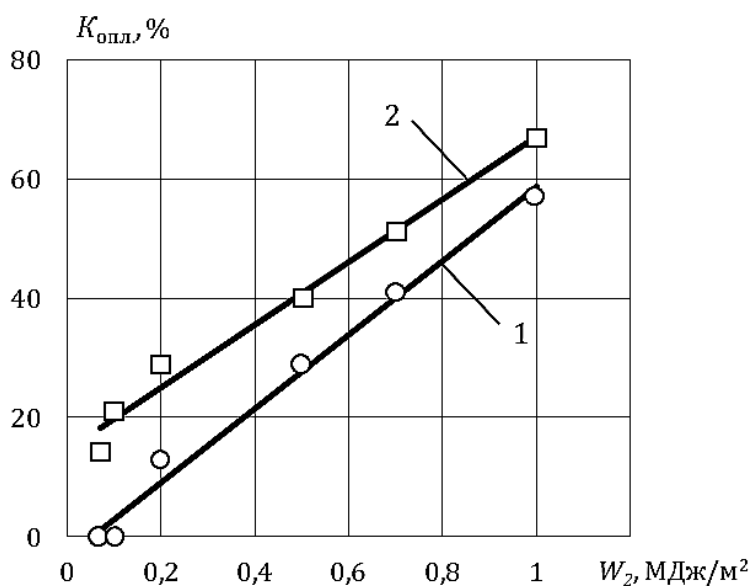


Рис. 6. Влияние энергии W_2 , затрачиваемой на пластическую деформацию в ОШЗ, на количество оплавленного металла $K_{опл}$ соединения М1+А5:
1 – сварка взрывом + УЗО; 2 – сварка взрывом

На основе анализа полученных результатов исследования показано, что сварка взрывом с воздействием УЗ позволяет существенно расширить область свариваемости пары медь-алюминий, как близи нижней границы, так и вблизи верхней (рис. 7), что в свою очередь позволяет, обосновано по-

дойти к оптимизации режимов взрывного нагружения, обеспечивающих получение высококачественных соединений. Так, на режимах вблизи нижней границы получения соединения ($W_2 = 0,1$ МДж/м²) значение прочности на отрыв слоев для медно-алюминиевых образцов, полученных с воз-

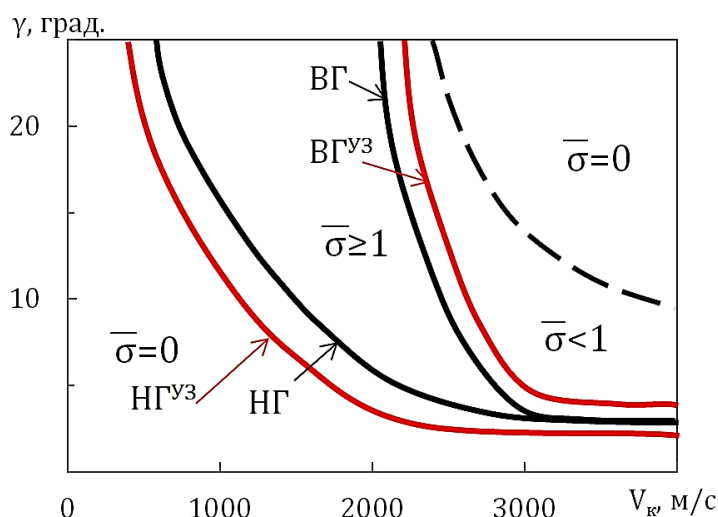


Рис. 7. Влияние воздействия ультразвука на область сварки взрывом соединения М1+А5:

ВГ – верхняя граница; НГ – нижняя граница; УЗ – сварка взрывом с воздействием ультразвука

действием УЗ, составляло $\sigma_{отр} = 91$ МПа при практически нулевом количестве оплавленного металла (рис. 5, 6, кривые 1), в то время как прочность для контрольных образцов не превышала $\sigma_{отр} = 78$ МПа при количестве оплавленного металла $K_{опл} = 20\%$ (рис. 5, 6, кривые 2).

ВЫВОДЫ

1. Сварка взрывом с одновременным воздействием ультразвука позволяет повысить качество получаемых медно-алюминиевых соединений, что проявляется в повышении прочности такого композита и существенном уменьшении количества оплавленного металла в зоне соединения во всем диапазоне свариваемости. При этом принципиально меняется форма участков оплавленного металла, граница соединения имеет более прямолинейный профиль, нежели в образцах, сваренных взрывом без воздействия ультразвука.

2. Экспериментально установлено, что одновременное воздействие ультразвука при сварке взрывом позволяет расширить область свариваемости металлов, а, следо-

вательно, более обосновано подойти к оптимизации режимов взрывного нагружения, обеспечивающих получение высокопрочных соединений с минимальным развитием структурной и механической неоднородностей.

Библиографический список

1. Особенности пластического деформирования металла околошовной зоны при сварке взрывом меди с алюминием / С. В. Кузьмин, А. П. Пеев, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов // Физика и химия обработки материалов. – 2003. – №1. – С. 71-76.
2. Закономерности изменения структуры и свойств медно-алюминиевых композиционных материалов после сварки взрывом и последующей термической обработки / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. А. Эрэнтраут // Вопросы материаловедения. – 2009. – № 2. – С. 52-58.
3. Опыт изготовления сваркой взрывом композиционных переходных элементов с медным плакирующим слоем и их применения в энергоёмких производствах / С. В. Кузьмин, Е. А. Чугунов, В. И. Лысак, А. П. Пеев // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 6 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – № 18 (121). – С. 34-44.
4. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение –1, 2005. – 544 с.
5. Оголихин, В. М. Сварка взрывом в электрометаллургии / В. М. Оголихин, И. В. Яковлев. – Новосибирск: СО РАН. – 2009. – 160 с.
6. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун. – Волгоград: ВолгГТУ, 1999. – 190 с.
7. Исследование влияния вибрационных и ультразвуковых колебаний в процессе сварки на свойства

соединений нефтегазового оборудования из стали 12X18H10T / М. З. Зарипов, И. Г. Ибрагимов, Р. Г. Ризванов, А. М. Файрушин, З. Р. Мухаметзянов // Нефтегазовое дело. – 2010. – №2. – С. 220-225.

8. Формирование структуры и свойств свариваемых взрывом соединений под действием ультразвука / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116, № 8. – С. 861-866.

9. О влиянии параметров ультразвуковой обработки на структуру и свойства алюминиевых соединений при сварке взрывом / Е. В. Кузьмин, А. П. Пеев, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. Н. Дородников // Известия ВолгГТУ. Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». Вып. 7 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – № 20 (147). – С. 21-24.

10. Особенности сварки взрывом меди с одновременной ультразвуковой обработкой / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных

соединений". Вып. 6 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – № 18 (121). – С. 18-23.

11. Lysak, V. I. Energy balance during explosive welding / V. I. Lysak, S. V. Kuzmin // Journal of Materials Processing Technology.– 2015. – V.222. – Pp. 356-364.

12. Об основных принципах проектирования режимов сварки взрывом металлических слоистых композитов / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, С. В. Хаустов, Т. Ш. Сильченко // Известия ВолгГТУ: Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». – 2006. – № 9. – С. 4-17.

13. Lysak, V. I. Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas / V. I. Lysak, S. V. Kuzmin // Journal of Materials Processing Technology. – 2012. – Vol. 212. – Issue 1. – Pp. 150-156.

14. Хаустов, С. В. Программное обеспечение расчёта параметров режима сварки взрывом / С. В. Хаустов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Вестник компьютерных и информационных технологий. – 2015. – № 2. – С. 21-27 + 3-я стр. обложки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ, грант № 15-08-09438 А

УДК 621.762.4.04

*В. О. Харламов, канд. техн. наук, А. В. Крохалев, канд. техн. наук, М. А. Тупицин, аспирант,
С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, чл.-корр. РАН, Д. А. Хачанян, магистрант*

ЗАКОНОМЕРНОСТИ НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Cr₃C₂-Ti СКОЛЬЗЯЩЕЙ ДЕТОНАЦИОННОЙ ВОЛНОЙ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В статье приведены результаты экспериментальных исследований по получению покрытий из твердых сплавов на стальном основании взрывным прессованием смесей порошков карбида хрома Cr₃C₂ с титаном скользящей детонационной волной. Показано, что для гарантированного устранения явления «сноса» покрытий необходимо обеспечить распространение фронта детонации вдоль покрываемой поверхности со скоростью, превышающей 8500 м/с.

Ключевые слова: твердый сплав, покрытие, взрывное прессование, карбид хрома, титан, фронт детонации
V. O. Kharlamov, A. V. Krokhalev, M. A. Tupitsyn, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, D. A. Hachanyan

THE RESEARCH OF CLADDING OF POWDER COATINGS ON THE MONOLITHIC BASE BY SLIDING EXPLOSIVE LOADING

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper present results of experimental research of the production of coatings of hard metal on steel base by explosive pressing of powders mixtures of chromium carbide Cr₃C₂ and titanium sliding detonation wave. It is shown that the guaranteed removal of the phenomenon of «demolition» coating need to ensure the dissemination of the detonation front along the surface to be coated with a velocity exceeding 8500 m/s.

Keywords: hard alloy, coating, explosive compaction, chromium carbide, titanium, detonation front

Триботехнические твердые сплавы на основе карбидов тугоплавких металлов с металлической связкой оптимально сочетают твердость и высокое сопротивление схватыванию с достаточной вязкостью, обеспечиваемой присутствием в структуре сплава металлической фазы [1, 2]. Как показывает практика, основу сплава для работы в окислительной среде при температуре 300...400 °С должен составлять карбид хрома Cr₃C₂ [3...4].

Необходимо иметь в виду, что изготовление деталей узлов трения из твердого сплава представляет собой довольно трудную технологическую задачу (прежде всего вследствие их сравнительно больших размеров) и, кроме того, является не экономичным из-за достаточно высокой стоимости твердого сплава. Гораздо рациональнее использовать его для создания на рабочих поверхностях элементов узлов трения покрытий, обеспечивающих получение необходи-

мых эксплуатационных свойств при минимальных затратах. Переход к покрытиям, кроме того, должен также положительно сказаться на условиях работы пары трения вследствие высокой теплопроводности металлической основы детали

Для получения практически беспористых композиционных покрытий «карбид хрома – металлическая связка» толщиной в несколько миллиметров наиболее перспективным является так называемый взрывной способ [5...7], основанный на том, что слой порошка, расположенный на покрываемой поверхности или на некотором расстоянии от нее, подвергают воздействию ударной волны, в результате которого порошок пресуется и приваривается к покрываемой поверхности. Следует отметить однако, что в процессе ударно-волновой обработки может наблюдаться вынос порошкового материала с поверхности покрываемой заготовки («снос» покрытия по терминологии [8]).

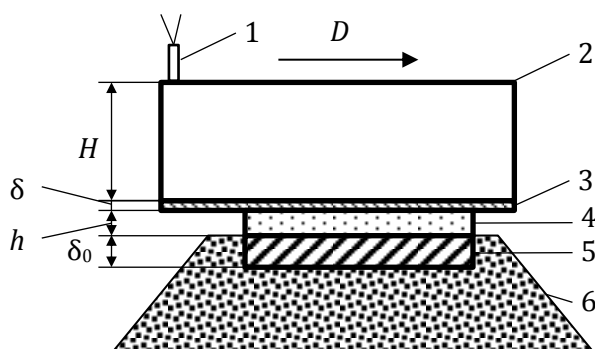


Рис. 1. Схема плоского взрывного нагружения порошковых материалов скользящей детонационной волной:

1 – электродетонатор; 2 – контейнер с ВВ; 3 – промежуточная пластина; 4 – прессуемый порошок; 5 – стальная подложка; 6 – грунт; H – высота заряда ВВ; δ – толщина прокладки; h – слой порошка; δ_0 – толщина подложки

Поэтому экспериментальная проверка возможности использования скользящего нагружения является необходимым этапом разработки методов взрывного плакирования заготовок деталей порошковыми твердыми сплавами.

Целью данной работы явилось изучение возможности использования скользящего нагружения для получения карбидохромовых твердосплавных покрытий с титановой связкой и выявления условий их сохранения на поверхности металлических подложек.

В работе использовались смеси порошка чистого карбида хрома Cr_3C_2 КХНП-1 (ТУ 14-22-28-90) с порошками титана ПТС (ТУ 14-22-57-92). При подготовке опытов исходные

порошки подвергались просеву через сито с размером ячейки 70 мкм, а затем смешивались для получения смесей содержащих 20, 30, 40 и 50 об. % титана. С целью достижения однородности порошковой смеси применяли сухое перемешивание без размольных тел в барабанном смесителе «пьяная бочка». Насыпную плотность порошковых смесей определяли экспериментально путем взвешивания мерной чашки известного объема.

Взрывное прессование осуществляли по схеме со скользящей детонационной волной (рис. 1).

Опыты ставились как однофакторные. Высота заряда ВВ в опытах оставалась по-

Условия проведения экспериментов

№ серии опытов	Содержание связки		Взрывчатое вещество (6ЖВ/песок)	Скорость детонации D м/с	Высота заряда H , мм	Число опытов в серии
	об.%	масс.%				
4	20	14	100	4000	40	16
	30	22	75/25	2700		
	40	31	67/33	2300		
	50	40	45/55	1700		

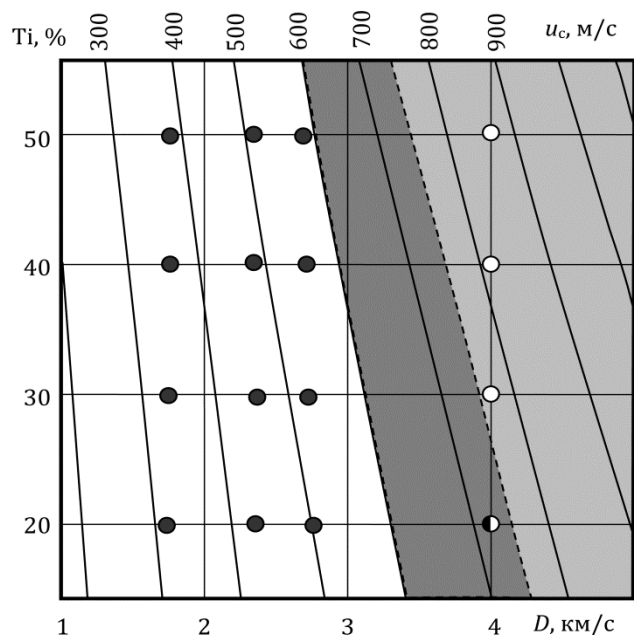


Рис. 2. Условия сохранения порошкового покрытия Sr_3C_2-Ti при скользящем нагружении

стоянной и равнялась 40 мм, скорость детонации изменялась от 1700 до 4000 м/с. Измерение скорости распространения ударной волны вдоль поверхности подложки осуществлялось электроконтактным методом.

В качестве взрывчатого вещества использовали смесь аммонита 6ЖВ с различным содержанием кварцевого песка. Насыпная

высота слоя порошковой смеси принималась равной $h = 7$ мм. Толщина пластины δ во всех опытах составляла 0,75 мм, толщина основания $\delta_0 = 10$ мм. В качестве материала основы и промежуточной пластины применялись стали 09Г2С и Ст3. Основные условия опытов представлены в таблице.

На рис. 2 приведены результаты опытов в

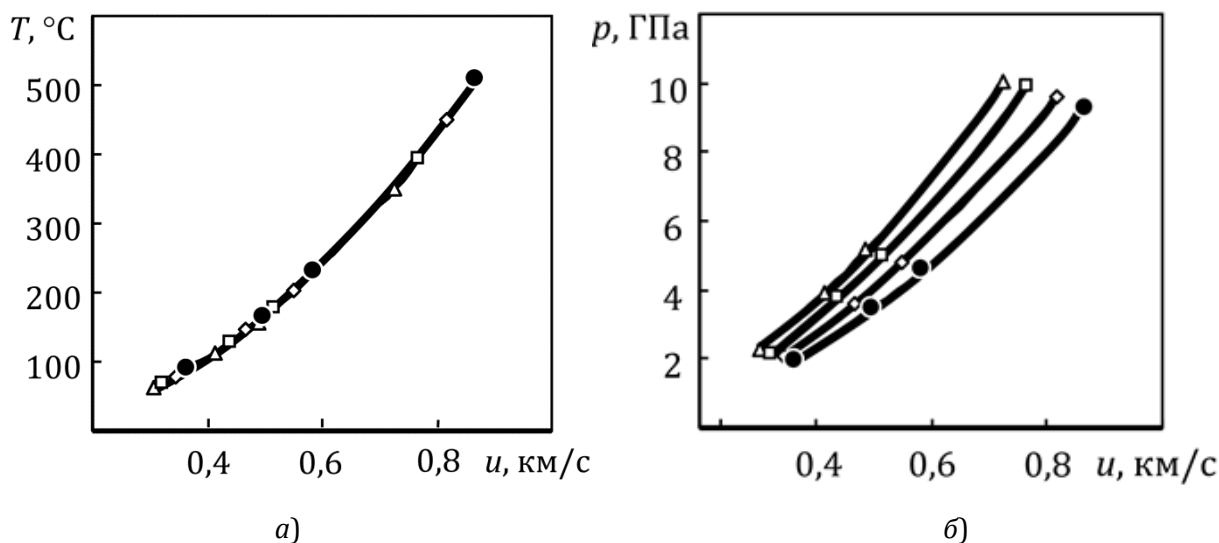


Рис. 3. Связь параметров сжатия, реализованных при взрывной обработке порошков Sr_3C_2-Ti скользящей детонационной волной:

- a* – зависимость температуры разогрева ΔT от массовой скорости порошка u ;
- б* – зависимость максимального давления сжатия P от массовой скорости порошка u

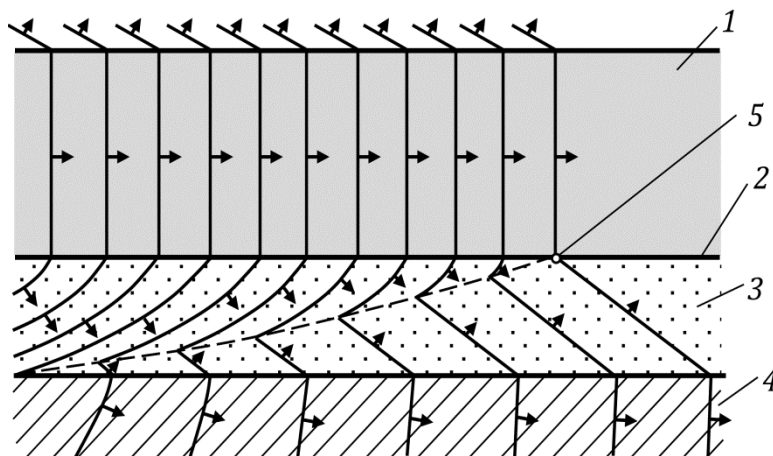


Рис. 4. Схема распространения волн при скользящем нагружении с использованием ВВ со скоростью детонации, меньшей скорости звука в подложке:

1 – заряд ВВ; 2- промежуточная пластина; 3 – порошок;
4 – монолитное основание; 5 – точка опережающего режима

зависимости от содержания связки в исходной порошковой смеси и скорости детонации взрывчатого вещества, используемого для ее скользящего нагружения.

Кроме точек, отвечающих сохранению покрытия на поверхности подложки или его «сносу» (полному или частичному), на этом рисунке показаны изолинии массовой скорости частиц порошка в момент выхода ударной волны в нем к поверхности основания.

Как видно из указанного рисунка, сохранение порошкового покрытия на плакируемой поверхности имеет место лишь в том случае, когда значение массовой скорости за фронтом ударной волны в порошке не превышает 600 м/с. При большем ее значении наблюдается сначала частичный (при скорости до 750 м/с), а затем и полный (при более высоких значениях скорости) вынос материала покрытия с поверхности подложки.

Расчеты физических параметров сжатия показывают (рис. 3), что достижение в процессе ударно-волновой обработки по выбранной схеме нагружения массовой скорости u , равной 600 м/с, обеспечивает разогрев смесей порошков карбида хрома с титаном

ΔT лишь на 270...300 °С, что явно не достаточно для протекания процессов формирования из них твердых сплавов.

Это, в свою очередь, означает, что при использовании взрывчатых веществ, имеющих скорость детонации D меньшую, чем скорость звука в материале подложки, нанесение твердосплавных покрытий на основе карбида хрома по схеме со скользящим нагружением исходной смеси порошков, расположенной непосредственно на поверхности плакируемой заготовки, минуя спекание, невозможно.

Выявленная проблема выноса порошкового покрытия с поверхности стальной заготовки при использовании скользящего нагружения не является, однако, неразрешимой.

Как показывают расчеты (рис. 3), при скользящем нагружении смеси порошков карбида хрома с 50 об. % титана зарядом чистого аммонита №6ЖВ достигается необходимая для протекания процессов уплотнения и формирования прочных поверхностей раздела между компонентами смеси температура разогрева порошка, превышающая 500 °С. Это означает, что получение твердого

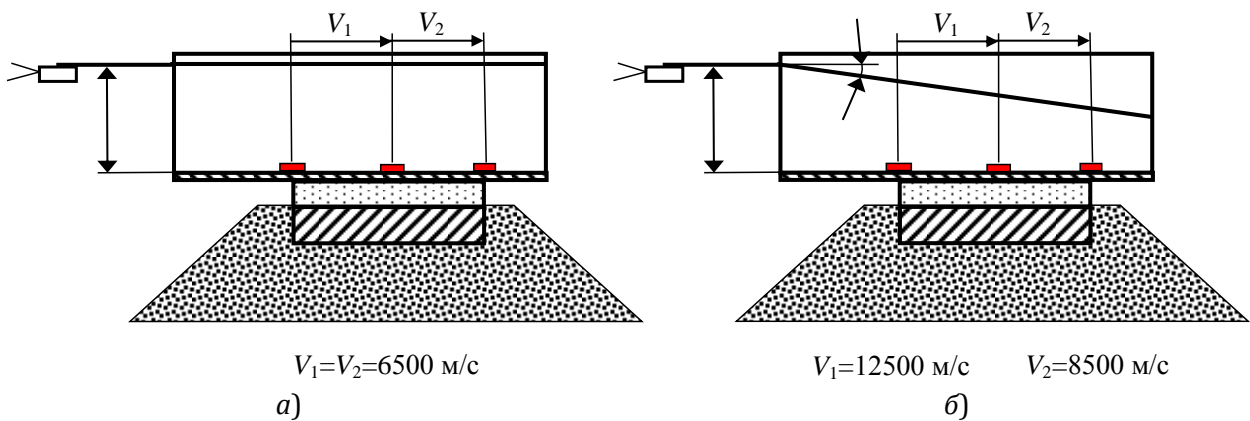


Рис. 5. Схемы прессования порошков с контролируемой скоростью распространения ударной волны вдоль поверхности подложки:
 а – горизонтальное расположение ДШ; б – под углом

сплава в данных условиях в принципе является возможным. Нужно лишь использовать какие-либо специфические приемы, обеспечивающие предотвращение выноса порошкового слоя и сохранение покрытия на поверхности подложки.

Один из таких приемов непосредственно следует из предположения о том, что «снос» покрытия при скорости распространения нагружения вдоль покрываемой поверхности V_k , меньшей, чем скорость звука в материале подложки, связан с появлением в порошке встречной ударной волны, движущейся в направлении промежуточной прокладки навстречу падающей ударной волне [9] (рис. 4).

С этих позиций для исключения «сноса» покрытия необходимо устранить воздействие ударной волны в подложке на невзрывчатый порошок, а этого, в свою очередь, можно добиться, если увеличить V_k до величин, превышающих значение скорости звука в материале основания, например, путем инициирования заряда ВВ с помощью отрезков детонирующего шнура (ДШ), расположенных на поверхности заряда.

Для экспериментальной проверки сделанных предположений были проведены

опыты по взрывному нанесению покрытий из смеси порошков карбида хрома с 30 об. % титановой связки по схеме, приведенной на рис. 5. При этом, как и в предыдущих экспериментах, слой порошка толщиной 7 мм, отделенный от заряда взрывчатого вещества стальной промежуточной прокладкой толщиной 0,75 мм, наносился на стальную подложку толщиной 10 мм. Высота заряда H составляла 100 мм, в качестве взрывчатого вещества использовался аммонит № 6ЖВ.

В результате использования первой схемы (рис. 5, а) были реализованы значения V_k , равные $V_1=V_2=6500 \text{ м/с}$. Снос покрытия наблюдался в концевой части заготовки, при этом на передней части образовалось качественно сформированное покрытие, а на расстоянии около 70 мм от начала плакируемой пластины четко просматривалось начало сдвига покрытия относительно подложки (рис. 6, а).

Результатом использования второй схемы (рис. 5, б), обеспечивающей распространения фронта детонации вдоль подложки со скоростями $V_1=12500 \text{ м/с}$ и $V_2=8500 \text{ м/с}$ в передней и задней частях соответственно, стало получение образца без видимых следов сноса и сдвига.

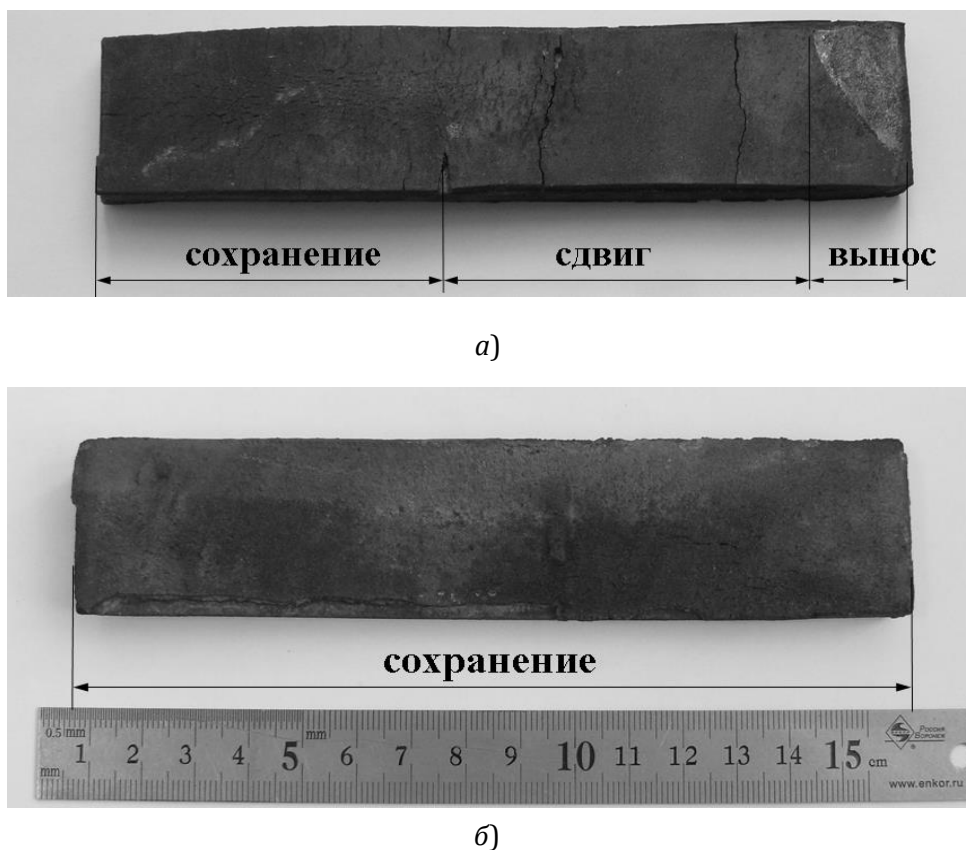


Рис. 6. Внешний вид образцов:

a – при $V_1=V_2=6500$ м/с; *б* – при $V_1=1250$ м/с, $V_2=8500$ м/с

Полученные данные позволяют сделать вывод, что для порошковых смесей карбида хрома с титаном значение критической скорости V_k находится в диапазоне значений от 6500 до 8500 м/с, что существенно выше скорости звука в стальной подложке. Для гарантированного устранения явления «сноса» покрытий необходимо обеспечить распространение фронта детонации ВВ вдоль покрываемой поверхности со скоростью, превышающей 8500 м/с.

Библиографический список

1. Румянцев, В. И. Керамоматричные композиционные материалы для использования в антифрикционных парах трения: современное состояние и перспективы развития / В. И. Румянцев, Т. Н. Генусова, Р. Л. Сапронов, А. В. Кожевников // Компрессорная техника и пневматика. - 2010. - № 8. - С. 35-39.
2. Новые материалы / под ред. Ю. С. Карабасова – М.: МИСИС, 2002. - 736 с.

3. Kayuk, V. G. Tribological properties of hard alloys based on chromium carbide / V. G. Kayuk, V. A. Maslyuk, A. D. Kostenko // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. - 2003. – Vol. 42. - Pp. 257-261.

4. Hussainova, I. Erosion and abrasion of chromium carbide based cermets produced by different methods / I. Hussainova, J. Pirso, M. Antonov, K. Juhani, S. Letunovits // Wear. – 2007. - Vol. 263. – Pp. 905-911.

5. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов / В. Д. Рогозин - ВолгГТУ. Волгоград: РПК «Политехник», 2002. - 136 с.

6. Прюммер Р. Обработка порошкообразных материалов взрывом / пер. с нем. А. И. Мартынов; ред. С. С. Бацанов. - М.: Мир, 1990. - 126 с.

7. Pruemmer, R. A. Explosive Compaction of Powders and Composites / Pruemmer R. A. Balakrishna B. T., Siva K. K., Hokamoto K. - Science Publishers Inc, 2006.

8. Каунов, А. М. Нанесение порошков на металлические поверхности с помощью конденсированных взрывчатых веществ / А. М. Каунов, А. В. Шамрей // Физика и химия обработки материалов. - 1983. - № 2. - С. 25.

9. Глазков, Н. И. Исследование прочности сцепления покрытий, нанесенных на стальную основу энергией взрыва / Глазков Н. И, Каунов А. М., Седых В. С., Соннов А. П. // Проблемы прочности. – 1976. - № 7. - С. 120-122.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 14-29-00158

УДК 621.791.13

В. О. Харламов, канд. техн. наук, А. В. Крохалев, канд. техн. наук, М. А. Тупицин, аспирант, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, чл.-корр. РАН, А. С. Яицкая, магистрант

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРУ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cr₃C₂-Ti

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В статье приведены результаты исследований методами оптической и растровой электронной микроскопии структурных изменений и механических свойств происходящих при термической обработке покрытий из твердых сплавов, полученных взрывным прессованием порошков карбида хрома Cr₃C₂ с титаном.

Ключевые слова: твердый сплав, взрывное прессование, карбид хрома, титан, термическая обработка, рекристаллизация, прочность, твердость

A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, M. A. Tupitsin, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak, S. A. Yaitskaya

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF HARD ALLOY SYSTEM Cr₃C₂-Ti

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper present results of experimental studies with optic and scanning electron microscope of structure and mechanical properties of powders hard alloys obtained by explosive pressing of chromium carbide Cr₃C₂ with titanium on post-heat treatment.

Keywords: hard alloy, explosive compaction, chromium carbide, titanium, heat treatment, recrystallization, strength, hardness

Взрывное компактирование является одним из перспективных видов импульсного прессования и существенно расширяет возможности технологий порошковой металлургии. Взрывная обработка порошков дает возможность одновременно достигать давлений, достаточных для равномерного уплотнения порошков до практически беспористого состояния, и температур, необходимых для консолидации (сварки) структурных компонентов порошкового материала в монолитный и нанесения его в виде покрытий на стальное основание. Целью данной работы является исследование структурных и фазовых превращений твердого сплава системы Cr₃C₂-Ti происходящих при термических воздействиях, приводящих к достижению максимальных прочностных свойств покрытий.

В работе использовались образцы твердого сплава системы Cr₃C₂-Ti, содержащих 30 об. % титана с прослойкой, полученные

взрывным прессованием смеси порошков чистого карбида хрома Cr₃C₂ КХНП-1 (ТУ 14-22-28-90) с порошками титана ПТС (ТУ 14-22-57-92) на подложке из стали 09Г2С по схеме с нормально падающей детонационной волной [1]. При этом между смесью и стальной основой дополнительно размещали слой порошка титана h_1 толщиной 1,0 мм, общая насыпная высота слоя порошка h_1+h_2 – 7 мм, толщина стального основания – 10 мм. Параметры нагружения (максимальное давление сжатия P и температура разогрева порошка T) рассчитывали путем построения (P, u)-диаграмм процесса [2]. В процессе взрывного прессования разогрев T порошковой смеси в ударных волнах составлял 750 ... 800 °С, максимальное давления сжатия P 15 ГПа, что гарантировало получение покрытия из монолитного твердого сплава на стадии прессования, с исходной твердостью 72 HRA и прочностью сцепления 65 ... 75 МПа [3].

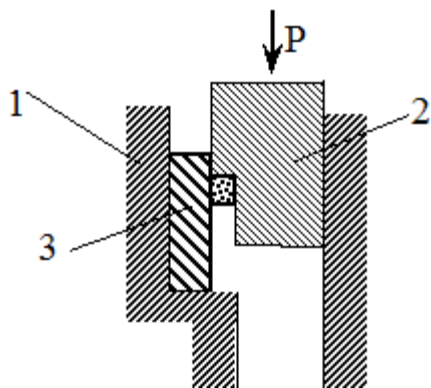


Рис. 1 Схема испытаний образцов с покрытием на срез при скалывании:
1 – корпус приспособления; 2 – пуансон;
3 – образец с покрытием

Механические свойства определяли путем измерения твердости по Роквеллу HRA и испытанием на срез при скалывании (рис. 1). Термическую обработку проводили в печи без защитной атмосферы при нагреве от 300 до 800 °С, выдержка 1 час, охлаждение на спокойном воздухе.

Исследования структуры и фазового состава полученных материалов проводились с помощью оптического металлографического микроскопа Carl Zeiss Axiovert и двулучевого растрового электронного микроскопа (РЭМ) FEI Versa 3D, оснащенного газоинжекционной системой осаждения платины GIS, детектором проходящих электронов STEM, который позволяет получать изображение в просвечивающем режиме темного (DF) и светлого поля (BF) с высокой контрастностью к кристаллографическим плоскостям и соответственно зеренной структуре. Интергрированная система микрорентгеноспектрального энергодисперсионного анализа EDAX Apollo X позволяет определять элементный состав в высокой степени локализации.

Методика подготовки образцов после термической обработки включала приготовление микрошлифа на полуавтоматическом шлифовально-полировальном станке с

микропроцессорным управлением TegraPol-11. Затем образец помещали в камеру электронного микроскопа, в которой на интересующем месте образца (рис. 2, а), с помощью газоинжекционной системы наносится слой платины (рис. 2, б), необходимый для защиты поверхности от воздействия ионного пучка. Далее проводится травление сфокусированным пучком ионов Ga⁺ сверху и снизу платинового слоя, подрезается с боков (рис. 2, б, в) получая таким образом заготовку специального образца для просвечивающей микроскопии - фольги размером в длину 20 ... 25 мкм, в высоту 5 ... 7 мкм и в толщиной 1 ... 2 мкм. Затем к получившейся пластинке подводится и припаивается с помощью осаждения платины игла – манипулятор (рис. 2, г). Следующим этапом заготовка фольги переносится на специальный держатель – медную сетку и крепится на ней (рис. 2, д). Далее фольга утоняется ионным пучком двух сторон пока не станет прозрачной для электронов (толщина порядка 50 ... 100 нм рис. 2, е). Затем медная сеточка с закрепленной на ней фольгой устанавливается в специальный держатель для STEM детектора.

На графике зависимости прочности сцепления покрытия от температуры термической обработки видно (рис. 3), что при 400 °С прочность соединения резко возрастает с исходных 65 ... 75 МПа до 120 ... 130 МПа, затем снижается до 80 ... 90 МПа при 500 ... 600 °С, дальнейший нагрев до 700 °С приводит к резкому ослаблению до 35 ... 40 МПа (в два раза ниже исходного значения) и при 800 °С происходит отслоение покрытия.

Разрушение образцов при испытаниях на прочность сцепления с основой после термической обработки при 400 °С происходит преимущественно по материалу твердого сплава (рис. 4), что говорит о достижении

Коэффициенты линейного расширения материалов

Материал	Содержание связки		Коэффициент линейного расширения, $\alpha \times 10^{-6}, ^\circ\text{C}^{-1}$
	об. %	масс. %	
Cr ₃ C ₂ -Ti*	20	14	10,1
	30	22	9,9
	40	31	9,7
	50	40	9,5
сталь	-		11,4
титан	-		8,5
Cr ₃ C ₂	-		10,4

равнопрочности на границе «твердый сплав – прослойка».

На микроструктуре образцов с ростом температуры термической обработки до 300 °С (рис. 5, б) наблюдается небольшой рост зерна титановой матрицы по сравнению с контрольным образцом (рис. 5, а). При этом микроструктура после нагрева до 400 °С (рис. 5, б) имеет значительно меньший размер зерна (около 50 ... 100 нм), что связано с прошедшим процессом рекристаллизации. Дальнейшее увеличение температуры нагрева приводит к кросту зерна титана до 1 ... 1,5 мкм (рис. 5, з-е).

Объяснить повышение прочности после термической обработки при нагреве до 400 °С можно тем, что оставшиеся после взрывного нагружения напряжения в покрытии релаксируют и перераспределяются при рекристаллизации структуры титановой матрицы (рис. 5, в).

Уменьшение прочности сцепления покрытия с основой при более высоких температурах термической обработки указывает на тот факт, что с повышением температуры нагрева не только уменьшаются имеющиеся напряжения, но и возникают новые, связанные с торможением усадки [4] при охлаждении из-за разницы коэффициентов линейного расширения твердого сплава, прослойки и основания.

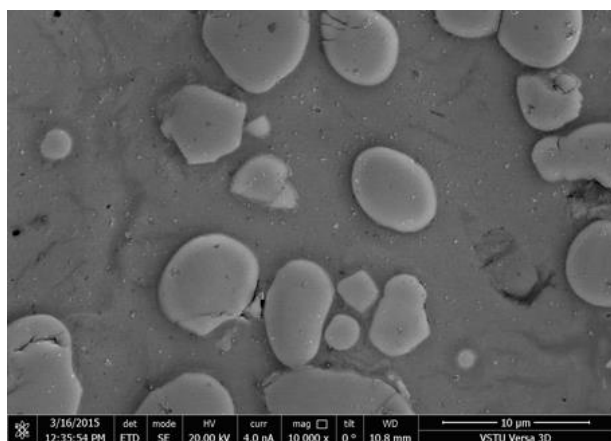
Для качественной оценки напряженного состояния после Т.О. необходимо учесть информацию о численных значениях К.Л.Р. материалов покрытия и подложки. Ввиду отсутствия в литературе данных о значениях коэффициентов температурного расширения исследуемых нами твердых сплавов был произведен расчет с использованием известной полидисперсной модели среды со сферическими включениями [5], которая обычно обеспечивает хорошую сходимость результатов расчетов с экспериментальными данными для широкого круга реальных систем с различным распределением размеров включений [6], к числу которых, как следует из рис. 5, а, можно отнести и наши материалы.

Расчеты производились по следующим формулам с использованием специализированного пакета прикладных программ Mathcad 14:

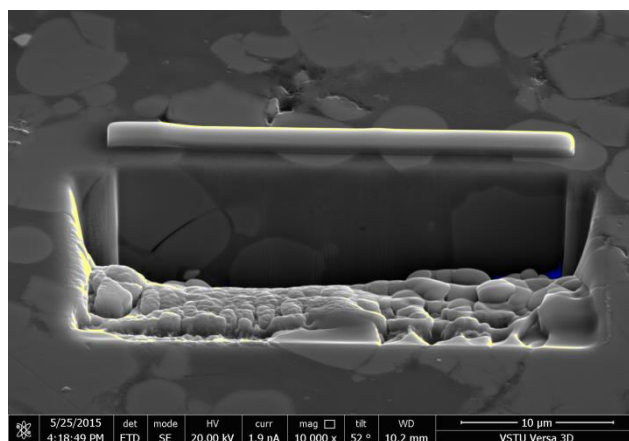
$$\alpha = \bar{\alpha} + \frac{\alpha_1 - \alpha_2}{\frac{1}{k_1} - \frac{1}{k_2}} \left[\frac{1}{k} - \left(\frac{1}{k} \right) \right], \quad (1)$$

$$\bar{\alpha} = c_1 \alpha_1 + c_2 \alpha_2, \quad \left(\frac{1}{k} \right) = \frac{c_1}{k_1} + \frac{c_2}{k_2}, \quad (2)$$

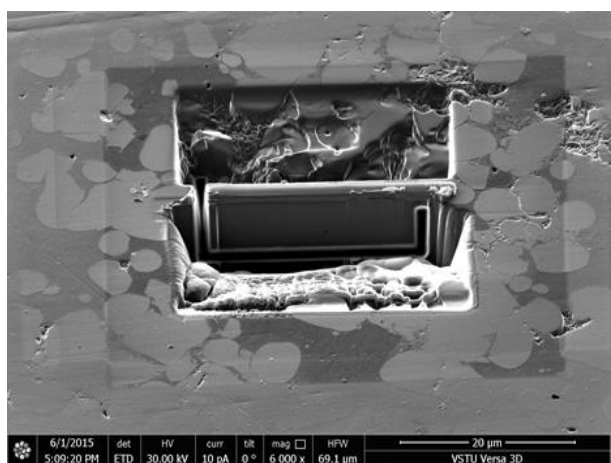
где c_1 и c_2 – объемные доли включений и матрицы (Cr₃C₂ и титана); α_1 и α_2 – коэффициенты линейного расширения материалов включений и матрицы; k , k_1 и k_2 – объемные модули композита, материалов включений и матрицы.



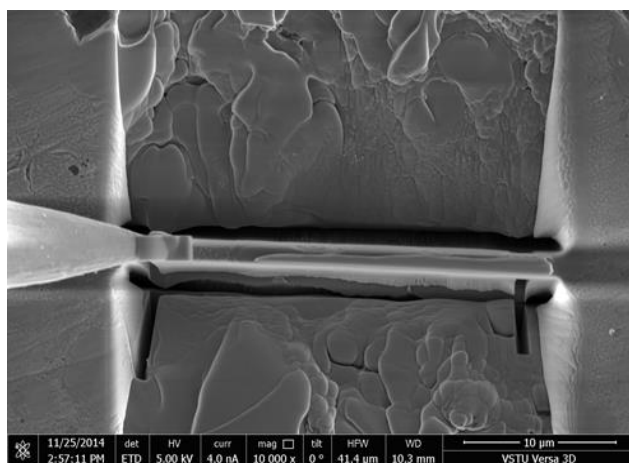
а)



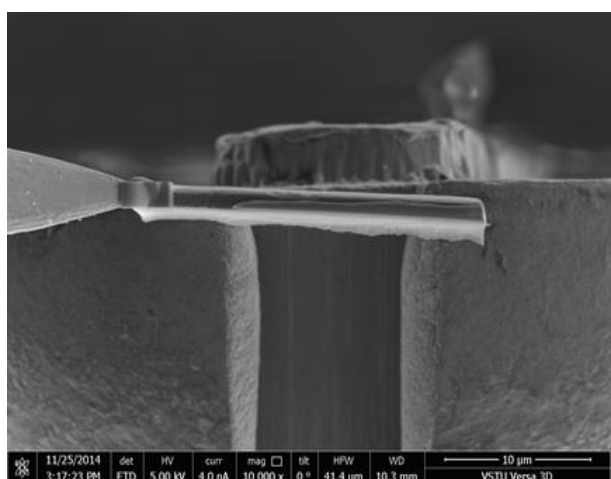
б)



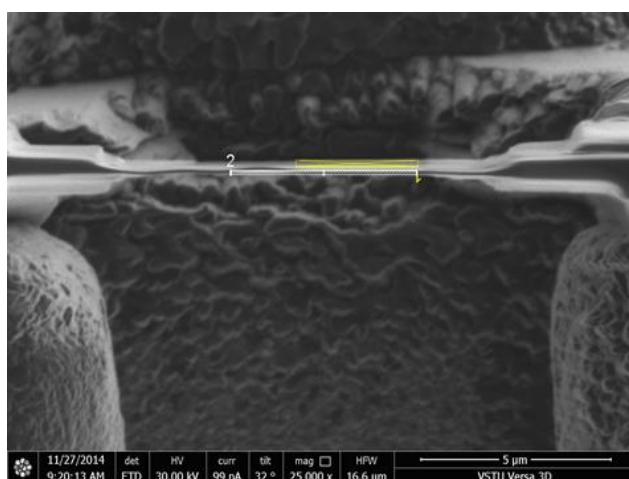
в)



г)



д)



е)

Рис. 2 Методика подготовки образца для просвечивающего микроскопа (фольги), РЭМ Versa 3D:
 пояснения в тексте

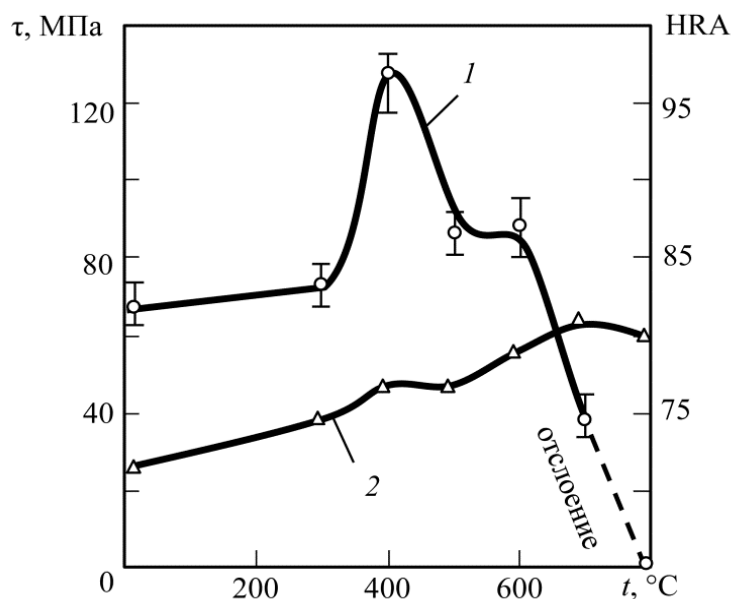


Рис. 3. Влияние температуры t термообработки на прочность сцепления с основой τ (1) и твердость покрытия HRA (2)

Результаты расчетов представлены в таблице.

Поскольку при охлаждении после термической обработки должна происходить совместная усадка слоев твердого сплава и подложки, то меньшее значение К.Л.Р. покрытия ($9,9 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$) по сравнению с К.Л.Р. стальной подложки ($11,4 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$) обуславливает возникновение сжимающих напряжений в покрытии и растягивающих в основании.

В результате растягивающие напряжения в покрытии сменяются на сжимающие. При температуре нагрева 800 °C уровень вновь появившихся напряжений становится столь высок, что вызывает отслоение покрытия.

Зависимость твердости носит равномерно возрастающий характер от 72 до 80 HRA с небольшой площадкой в 77 HRA в интервале температур термической обработки от 400 до 500 °C.

Как показали проведенные ранее исследования [7] прочная связь между карбидом хрома и титана (а следовательно и высокая твердость) сплава системы $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ зависит

от зоны соединения частиц карбида хрома с титаном. Она представляет из себя две достаточно толстые кристаллические прослойки, отличающиеся как друг от друга, так и от основных компонентов твердого сплава по элементному составу и фрагментированности субмикроструктуры. Суммарная их толщина равна порядка 100 нм, между ними располагается тонкая (до 5 ... 7 нм) прослойка, имеющая аморфное строение [8].

Максимальная твердость достигается при температуре термической обработки 700 °C выше (рис. 3), при этом на соответствующей

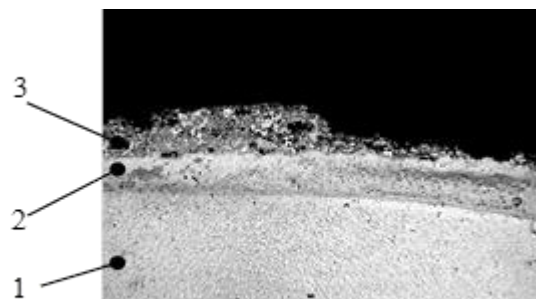


Рис. 4. Макроструктура зоны разрушения образцов после испытания на срез (30 об.% связки, $t=400 \text{ }^\circ\text{C}$), $\times 50$: 1 – стальное основание; 2 – прослойка титана; 3 – твердый сплав $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$

электронной фотографии микроструктуры (рис. 5, e) видно, что зона соединения значительно увеличилась в размере до 0,5 ... 0,8 мкм. Рост твердости в этом случае объясняется возросшей долей карбидной составляющей в структуре сплава равновесной фазы TiC [9].

Выводы

При термической обработке покрытий из твердых сплавов системы Cr₃C₂-Ti, полученных взрывным прессованием порошков на стальной подложке, происходят структурные и фазовые превращения вызывающие изменение механических свойств – прочности сцепления покрытия с основанием и твердости:

1. При нагреве до 400 °С наблюдается рекристаллизация титановой матрицы сплава, что вызывает рост прочности сцепления до 120 МПа, за счет релаксации и перераспределяются напряжений при рекристаллизации структуры титановой матрицы.

2. Нагрев до 700 °С вызывает развитие диффузионных процессов в зоне соединения частиц карбида хрома с титаном и появлению двойного граничного слоя толщиной 0,5...0,8 мкм, что приводит к росту твердости из-за возросшей долей карбидной составляющей в структуре сплава - равновесной фазы TiC.

3. Дальнейший рост температуры термической обработки до 800 °С приводит к отслоению покрытия из твердого сплава системы Cr₃C₂-Ti от стальной подложки, вызванное тем, что с повышением температуры нагрева не только уменьшаются имеющиеся напряжения, но и возникают новые,

связанные с торможением усадки при охлаждении из-за разницы коэффициентов линейного расширения твердого сплава, прокладки и основания.

Библиографический список

1. Крохалёв, А. В. Получение порошковых твердых сплавов на основе карбида хрома взрывным прессованием / А.В. Крохалев, В.О. Харламов, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак // Физика и химия обработки материалов / 2014. № 4.- с. 46-51.
2. Крохалёв, А. В. Компьютерный расчет параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом / А.В. Крохалёв, В.О. Харламов, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак // Известия Волгоградского государственного технического университета. "Сварка взрывом и свойства сварных соединений" / 2010. Т. 4. № 5 (65). С. 110-116.
3. Харламов, В. О. Методы повышения прочности соединения покрытий системы Cr₃C₂ – Ti, полученных взрывом, со стальным основанием / В.О. Харламов, А.В. Крохалёв, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, В.Д. Рогозин // Известия Волгоградского государственного технического университета Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений" / 2012. Т. 5. № 14 (101). С. 110-119.
4. Авдеев, Н. В. Металлирование. -М.: Машиностроение. -1978. -184 с.
5. Christensen, R. M. Solutions for effective shear properties in three phase and cylinder models / R.M. Christensen, K.H. Lo // J. Mech. And Phys. Solids. - 1979. - V 27. -P. 315-330.
6. Christensen, R. M. Two Theoretical Elasticity Micromechanics Models // Journal of Elasticity. – 1998. – Vol. 50, I. 1. – P. 15-25.
7. Крохалев, А.В. Закономерности формирования твердых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / А.В. Крохалев, В.О. Харламов, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2012. № 1. С. 32-37.
8. Крохалев, А. В. Тонкое строение межфазных границ в твердых сплавах системы карбид хрома – титан / А.В. Крохалев, В.О. Харламов, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, Б.А. Гринберг // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2015. № 2. С. 38-43.
9. Харламов, В. О. Межфазное взаимодействие в порошковых твердых сплавах системы Cr₃C₂-Ti, полученных взрывным прессованием / В. О. Харламов, А. В. Крохалев, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2015. № 5 (160). С. 64-68.

Работа выполнена при финансировании гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук МК-4189.2015.8

УДК 621.791.13

*А. П. Пеев, канд. техн. наук, С. В. Кузьмин, д-р техн. наук, В. И. Лысак, чл.-корр. РАН,
Е. В. Кузьмин, канд. техн. наук, А. Н. Дородников, аспирант, А. Д. Москалев, магистрант*

ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ ВОЗДЕЙСТВИЯ И МОЩНОСТИ ВЫСОКОЧАСТОТНЫХ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН НА ТОНКУЮ СТРУКТУРУ И ЗОНУ СОЕДИНЕНИЯ МЕДИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования влияния времени воздействия и мощности высокочастотных акустических волн на формирование тонкой структуры и зоны соединения медных образцов, полученных сваркой взрывом.

Ключевые слова: сварка взрывом, ультразвуковая обработка, микротвердость, область когерентного рассеяния, относительная микродеформация, зона соединения

A. P. Peev, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak, E. V. Kuzmin, A. N. Dorodnikov, A. D. Moskaev

INFLUENCE OF DURATION AND POWER HIGH-FREQUENCY ACOUSTIC WAVES ON THE FINE STRUCTURE AND A ZONE OF WELDED BY EXPLOSION COPPER COMPOUNDS

Volgograd State Technical University, weld@vstu.ru

The paper presents the results of investigation of duration and power high-frequency acoustic waves on the formation of the fine structure the connection zone of copper samples received explosive welding.

Keywords: explosive welding, ultrasound treatment, microhardness, coherent-scattering region, relative microdeformation

Воздействие высокочастотных акустических волн (особенно в ультразвуковом диапазоне) влияет на структуру и физико-механические свойства металлов и сплавов [1...9]. В числе прочих причин это связывают с поглощением механической колебательной энергии на протяженных дефектах (границы раздела, дислокации и прочие дефекты кристаллической решетки) [7]. В зависимости от состояния обрабатываемого материала (например, с равновесной структурой или дисперсно упрочненный) с различной степенью вероятности возможно протекание процессов размножения и/или скольжения дислокаций, разблокировка дислокационных скоплений, перемещение вакансий и т.д., которые способствуют изменению структуры и свойств, особенно в поверхностных слоях.

Учитывая данное обстоятельство, авторами работ [10...14] были проведены оригинальные исследования формирования соединения при сварке взрывом под воздей-

ствием ультразвуковых колебаний.

Установлено, что воздействие ультразвуковых колебаний на зону образования сварного соединения в процессе сварки взрывом оказывает существенное влияние на структуру и свойства полученных соединений, проявляющееся в значительном уменьшении параметров образующихся волн и увеличении микротвердости металла околошовной зоны. Показано, что ультразвуковая обработка изменяет свойства меди на уровне кристаллической решетки, которое выражается в уменьшении размера блоков мозаики и увеличении напряжений второго рода σ_2 по сравнению с эталоном с равновесной структурой. Однако изменение размеров и строения зоны при сварке взрывом с применением высокочастотных колебаний является результатом одновременного воздействия этих процессов на стадии формирования соединения и практически не зависит от тонкой структуры материала.

Вопрос влияния мощности и продолжи-

Сравнительные данные результатов рентгеноструктурного анализа медных образцов

№ образца	Размер блока мозаики $D, \text{Å}$	Относительная микродеформация, $\langle \varepsilon \rangle \cdot 10^{-3}$	Напряжения второго рода $\sigma_2, \text{МПа}$	Физическое уширение рентгеновских линий β , град	
				β_{111}	β_{222}
1 – (Исходный образец)	2500	0	0	0,2	0,56
2 – (Исходный+ УЗО(200W))	810	0,62	68	0,36	0,66
3 – (Исходный+ УЗО(200W))	738	0,6	66	0,4	0,64
4 – (Исходный+ УЗО(200W))	738	0,44	48,4	0,4	0,6
5 – (Исходный+ УЗО(2 kW))	638	1,65	181,5	0,44	0,84
6 – (Исходный+ УЗО(2 kW))	638	1,12	123,2	0,44	0,76
7 – (Исходный+ УЗО(2 kW))	564	1,03	113,3	0,48	0,72
4 – (Сварка взрывом)	1470	0,206	22,7	0,28	0,58
5 – СВ+УЗО (200 W), 10 с	810	0,6	66	0,36	0,64
6 – СВ+УЗО (200 W), 30 с	810	0,96	105,8	0,36	0,68
7 – СВ+УЗО (200 W), 60 с	1146	0,96	105,8	0,32	0,68
8 – СВ+УЗО (2 kW), 10 с	988	1,14	125,4	0,34	0,78
9 – СВ+УЗО (2 kW), 30 с	988	1,3	143	0,34	0,78
10 – СВ+УЗО (2 kW), 60 с	988	1,3	143	0,34	0,78

тельности воздействия высокочастотных акустических волн на тонкую структуру исходных образцов меди и в процессе формирования соединения при сварке взрывом изучен не был.

Целью данной работы являлось исследование влияния мощности и времени воздействия высокочастотных акустических колебаний на формирование тонкой структуры и свойств медных образцов, полученных сваркой взрывом.

Материалы и методика исследования

Для проведения исследований использовали следующие группы образцов из меди М1: в состоянии после отжига; после отжига и обработки высокочастотными акустическими волнами; сваренные взрывом образцы в состоянии после отжига; сваренные взрывом образцы в состоянии после отжига с предварительной и одновременной обра-

боткой высокочастотными акустическими волнами.

Постановка экспериментов проводилась по методике, описанной в работе [12]. Параметры сварки взрывом во всех сериях экспериментов оставались постоянными, продолжительность воздействия высокочастотных акустических волн (частота 20 кГц) составляла 10 с, 30 с и 60 с; для каждого времени воздействия дискретно изменяли величину мощности ультразвука – 0,2 кВт и 2 кВт.

Металлографические исследования выполняли на оптических микроскопах OLYMPUS BX61, Zeiss Axiovert M40. Для определения характеристик тонкой структуры и фазового состава образцов использовался рентгеноструктурный анализ на дифрактометре ДРОН-3 в K_{α} -излучении медного анода с никелевым фильтром для исключения β -

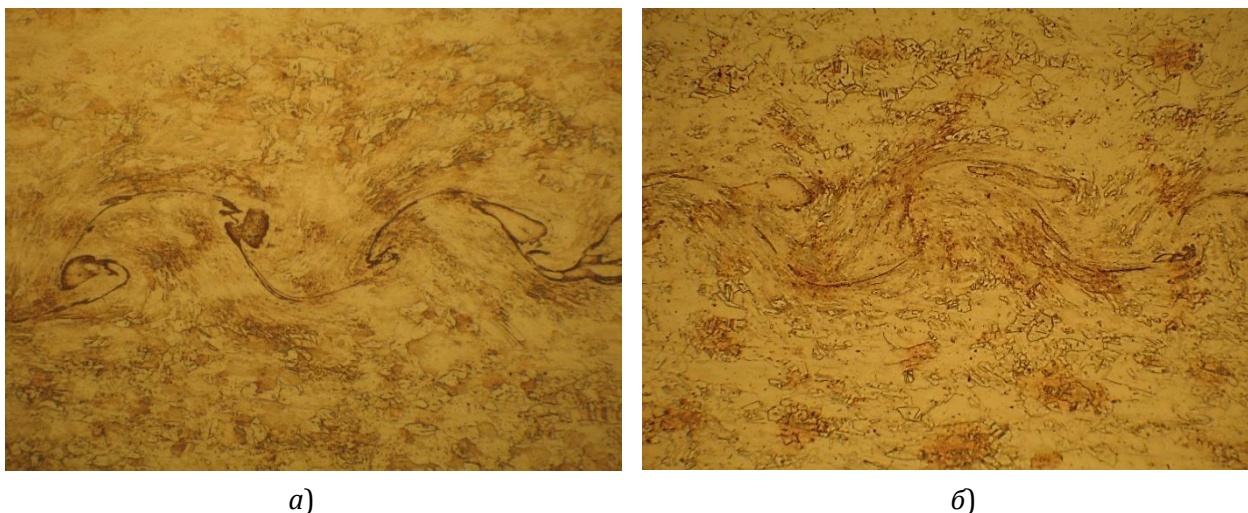


Рис. 1. Микроструктура сваренных взрывом медных пластин ($\times 200$):
 а – контрольный образец (сварка взрывом); б – сварка взрывом под воздействием высокочастотных акустических волн

линий. Методика исследования предусматривала рентгеновскую съемку профилей дифракционных линий (111) и (222) образцов меди после УЗК и совместного действия УЗК и взрывной обработки. В качестве эталона использовали отожженный медный образец с равновесной структурой, в котором физическое уширение отсутствует: ОКР – крупные, микронапряжений нет. Для разделения общего уширения рентгеновских линий на физическое и геометрическое, а также для определения относительной деформации решетки и областей когерентного рассеяния использовали метод аппроксимации. Запись осуществляли в автоматическом режиме со скоростью движения счетчика 4 град/мин, с отметкой углов через 1 град. Диапазон записываемых углов 2Θ – 41,5...100 град.

Результаты и их обсуждение

Установлено (см. таблицу), что воздействие УЗК приводит к некоторому развитию тонкой структуры.

При проведении рентгеноструктурного анализа установлено (см. таблицу), что в образцах, подвергнутых обработке высокочастотными акустическими волнами после отжига, происходит дробление блоков моза-

ики (в исходном образце $D \approx 2500 \text{ \AA}$); в кристаллической решетке появляются упругие искажения, приводящие к возрастанию напряжений второго рода σ_2 , что, по всей видимости, является причиной увеличения микротвердости и прочности меди и хорошо согласуется с данными [8], полученными при проведении исследований влияния ультразвуковой обработки на структуру и свойства медных проволок.

При мощности ультразвуковых колебаний 200 Вт физическое уширение $\beta_{111} = 4,1 \dots 4,5$ мрад и практически не зависит от времени, β_{222} имеет тенденцию к уменьшению при увеличении времени воздействия УЗК. После УЗК имеет место измельчение областей когерентного рассеяния (ОКР) – до 740...810 \AA . Уровень микронапряжений незначителен – имеет место некоторое уменьшение уровня от 68 МПа при 10 сек, до 48 МПа при 60 с.

При уровне мощности 2 кВт и временах 30 и 60 с ОКР еще интенсивнее измельчаются – до 550...630 \AA , а уровень микронапряжений достигает 125 МПа при 10 с воздействия с некоторым уменьшением до 113 МПа при 60 с. Из таблицы видно, что с увеличением времени воздействия высокочастотных акустических волн происходит снижение уров-

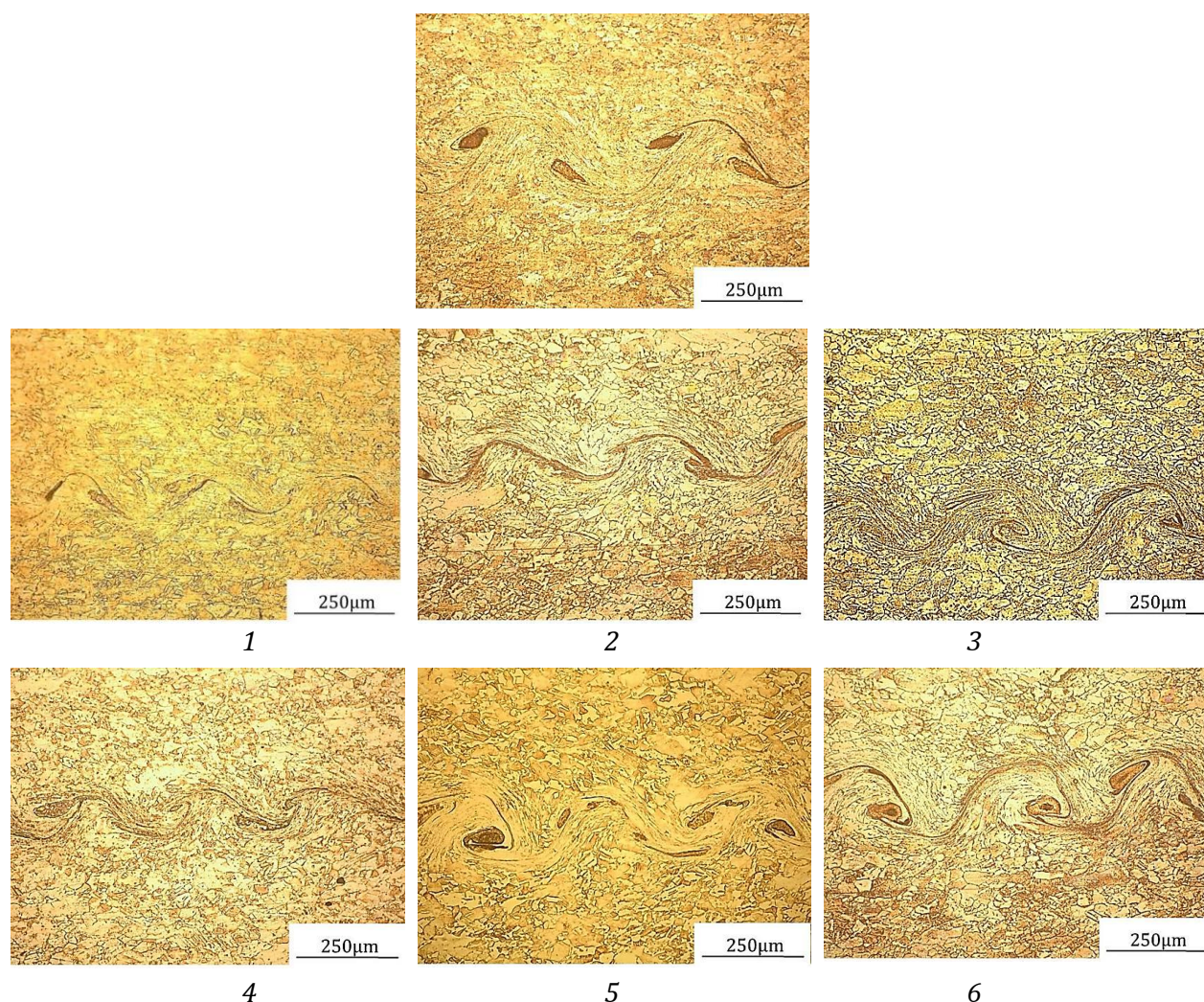


Рис. 2. Микроструктура сваренных взрывом медных пластин ($\times 200$):
 вверху по центру контрольный образец (сварка взрывом);
 1...3 – сварка взрывом с воздействием УЗ колебаний мощностью 0,2 кВт
 (время предварительного воздействия 10 с, 30 с и 60 с, соответственно);
 4...6 – сварка взрывом с воздействием УЗ колебаний мощностью 2 кВт
 (время предварительного воздействия 10 с, 30 с и 60 с, соответственно)

ня напряжений второго рода σ_2 . Следует заметить, что металл находится по существу в условиях высокочастотных циклических нагружений, как, скажем, при усталостных испытаниях. Известно [15], что в этом случае (частота десятки килогерц), например, в бескислородной меди наблюдается упрочнение, а затем его снижение с ростом числа циклов нагружения.

Упрочнение до некоторых предельных значений при усталостных испытаниях (степень упрочнения возрастает с повышением частоты) объясняют тем, что между

процессами генерирования и аннигиляции дислокаций наступает равновесие. Последующее разупрочнение (снижение уровня напряжений второго рода) объясняют процессами возврата, происходящими с участием вакансий, генерируемых при движении перегибов на дислокациях, причем концентрация вакансий предполагается аномально высокой.

Сварка взрывом отожденных медных образцов привела к небольшому изменению характеристик тонкой структуры: $\beta_{111} = 2, 26$ мрад, $\beta_{222} = 0,9$ мрад. ОКР довольно крупные,

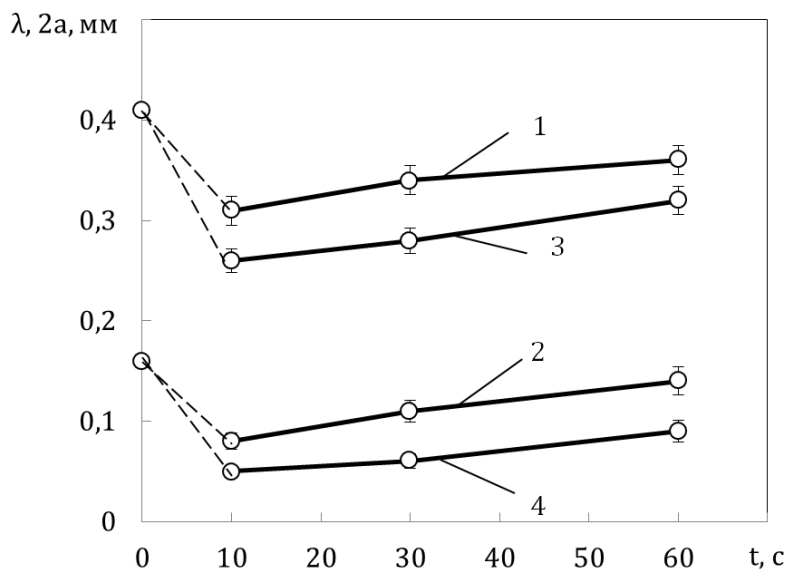


Рис. 3. Влияние времени предварительного воздействия высокочастотных акустических колебаний на параметры волн зоны соединения:

1, 3 – λ при мощности 2 кВт и 0,2 кВт, соответственно;
2, 4 – $2a$ при мощности 2 кВт и 0,2 кВт, соответственно

их размер 1470 \AA , а уровень микронапряжений всего 23 МПа.

Однако, четкой корреляции изменения тонкой структуры от параметров УЗК при формировании соединения при сварке взрывом под воздействием высокочастотных акустических волн не наблюдается. Размер ОКР колеблется в пределах $810 \dots 1146 \text{ \AA}$, а уровень микронапряжений от 66 МПа при мощности 0,2 кВт и $t = 10 \text{ с}$, до 143 МПа при мощности 2 кВт 30 и $t = 60 \text{ с}$.

Несмотря на изменения тонкой структуры меди после высокочастотного нагружения металла с различной мощностью и продолжительностью воздействия, текстура не претерпевает значительных изменений, а следовательно, и анизотропия свойств материала остается на прежнем уровне.

Изменение тонкой структуры после обработки меди с различным временем воздействия и мощности высокочастотными акустическими волнами при последующей сварке взрывом медных пластин не приводит к изменению размеров и строения зоны

соединения (рис. 1, б) в сравнении с контрольными образцами (рис. 1, а).

Проведенные металлографические исследования показали, что при сварке взрывом медных пластин (контрольные образцы) наблюдается волнообразный профиль зоны соединения с участками оплавленного металла под гребнем волны. Количество оплавленного металла на границе соединения составило $K_{\text{опл}} \approx 40\%$ при размахе $2a \approx 0,18 \text{ мм}$, и длине волны $\lambda \approx 0,4 \text{ мм}$.

Предварительное нагружение медной пластины высокочастотными акустическими волнами различной мощности и продолжительности воздействия изменяет профиль границы раздела слоев в процессе формирования соединения при сварке взрывом медных образцов под воздействием высокочастотных акустических волн.

Установлено, что предварительное воздействие на металл высокочастотных акустических волн в течение 10 с уменьшает параметры волн зоны соединения и объем оплавленного металла (см. рис. 2...4), при

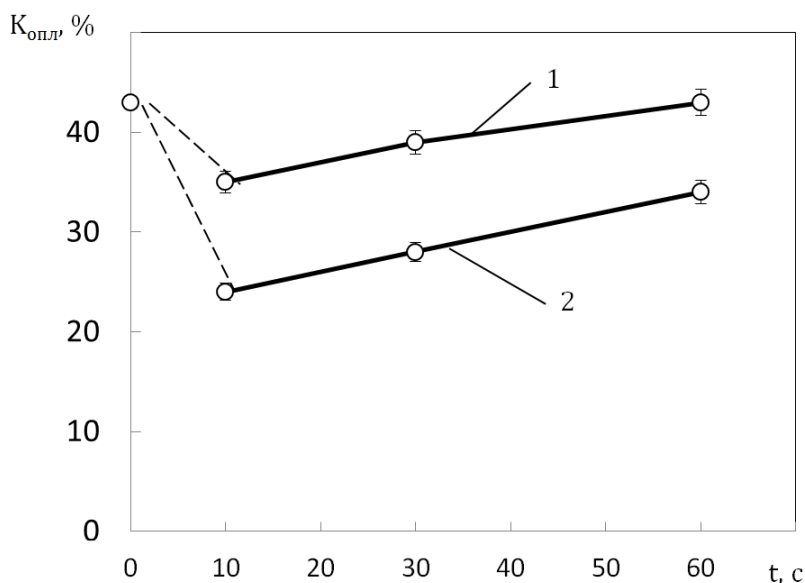


Рис. 4. Влияние времени предварительного воздействия высокочастотных акустических колебаний на количество оплавленного металла:

1 – мощность 2 кВт; 2 – мощность 0,2 кВт

этом мощность не оказывает заметного влияния по сравнению с контрольными образцами. Увеличение времени предварительного воздействия на металл высокочастотных акустических волн способствует развитию процесса волнообразования, и при 60 с времени предварительного воздействия у образцов, нагруженных мощностью 2 кВт, наблюдается более заметный рост объема оплавленного металла и параметров волн.

Таким образом, в исследуемом диапазоне времени предварительного воздействия на металл высокочастотных акустических волн и их мощности существенным параметром является время воздействия (чем оно меньше, тем заметнее эффект), увеличение мощности на порядок (с 0,2 кВт до 2 кВт) приводит к изменению характеристик зоны соединения не более, чем на 15...20%.

ВЫВОДЫ

1. Показано, что ультразвуковая обработка изменяет свойства меди на уровне кристаллической решетки, которое выражается в уменьшении размера блоков мозаики

и увеличении напряжений второго рода σ_2 по сравнению с эталоном с равновесной структурой, при этом увеличение времени предварительного воздействия приводит к их уменьшению.

2. Установлено, что в исследуемом диапазоне времени предварительного воздействия на металл высокочастотных акустических волн и их мощности существенным параметром является время воздействия (чем оно меньше, тем заметнее эффект), увеличение мощности на порядок (с 0,2 кВт до 2 кВт) приводит к изменению характеристик зоны соединения не более, чем на 15...20%.

Библиографический список

- Абрамов, О. В. Воздействие мощного ультразвука на жидкие и твердые металлы / О. В. Абрамов. – М.: Наука, 2000. – 297 с.
- Эффекты мощного ультразвукового воздействия на структуру и свойства наноматериалов / О. Л. Хасанов, Э. С. Двилис, В. В. Полисадова, А. П. Зыкова // Томск: Издательство ТПУ, 2008. – 149 с.
- Степанов, Ю. Н. Механизм разрушения хрупких и пластичных образцов при УЗ воздействии / Ю. Н. Степанов // Физика и химия обработки материалов. – 2000. – №5. – С. 96 – 100.
- Дегтярев, В. Т. Динамика дислокаций в условиях акустопластического эффекта / В. Т. Дегтярев, А. Ю.

Лосев // Деформация и разрушение материалов. – 2007. – №6. – С. 44-48.

5. Microstructure of the pure copper produced by up-setting with ultrasonic vibration / Y. Liu, S. Suslov, Q. Han, C. Xu, L. Hua // Materials Letters. – 2012. – V. 67 (1). – Pp. 52-55.

6. The ultrasonic mechanical test facility for research of impact ultrasonic vibrations on mechanical properties of materials / A. S. Bakai, S. A. Bakai, G. N. Malik, V. M. Gorbatenko, V. M. Netesov, V. A. Emlyaninov // Problems of Atomic Science and Technology. – 2005. – V.4. – Pp. 104-107.

7. Тяпунина, Н. А. Действие ультразвука на кристаллы с дефектами / Н. А. Тяпунина, Е. К. Наими, Г. М. Зиненкова // М.: Изд-во МГУ, 1999. – 238 с.

8. Анчев, В. Х. Влияние ультразвука на микротвердость и дислокационную структуру меди / В. Х. Анчев, Ю. А. Скаков // Изв. ВУЗов: Черная металлургия. – 1974. – №11. – С. 132-139.

9. Северденко, В. П. Ультразвук и пластичность / В. П. Северденко, В. В. Клубович, А. В. Степаненко. – Мн.: Наука и техника, 1976. – 446 с.

10. Исследование влияния воздействия ультразвука на структуру и свойства свариваемых взрывом композиционных соединений / А. П. Пеев, В. И. Лысак,

С. В. Кузьмин, Л. Д. Добрушин, С. И. Агапов, Е. В. Кузьмин, А. Н. Дородников // Изв. ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 5 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – № 14 (101). – С. 44-50.

11. Structure and properties of joints produced by ultrasound-assisted explosive welding / A. P. Peev, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak, E. V. Kuzmin, A. N. Dorodnikov // The Physics of Metals and Metallography. – 2015. – Vol. 116. – Pp. 817-822.

12. Особенности сварки взрывом меди с одновременной ультразвуковой обработкой / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 6 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – № 18 (121). – С. 18-23.

13. Исследование влияния ультразвука на тонкую структуру и свойства меди при сварке взрывом / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. В. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 6 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – № 18. – С. 24-28.

14. Физика и техника мощного ультразвука в 3 т. Физические основы ультразвуковой технологии, том III / под. ред. Розенберга Л. Д. – М.: Наука, 1970. – 689 с.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ, грант № 15-08-09438 А

Редактор
Н. Н. Кваша

Компьютерная верстка:
Е. В. Кузьмин

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-61113 от 19 марта 2015 г.
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Адрес редакции и издателя: 400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.
Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: president@vstu.ru

Темплан 2015 г. Поз. № 82ж. Подписано в печать 20.11.2015 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,39. Уч.-изд. л. 8,36.
Тираж 150 экз. Заказ № 901.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО ИУНЛ ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.
Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.